ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 8 август 2011

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А.
КОЛЕСНИКОВ А.Г.

Зам. Главного редактора:
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
ЕРШОВ М.Ю.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОРОТЧЕНКО А.Ю.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ШЕСТАКОВ Н.А.
ШПУНЬКИН Н.Ф.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
КРАСИЛЬЩИКОВА Е.С.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

Журнал распространяется по подписке, которую можно оформить в любом почтовом отделении (индекс по каталогу агентства "Роспечать" **81580**, по Объединенному каталогу "Пресса России" **39205**, по каталогу "Почта России" **60261**) или непосредственно в издательстве.

Тел.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Факс: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Андреев И.А., Героцкий В.А., Леушин И.О. Модифицирование чугуна на высокопрочный продувкой сжатым воздухом в литниковой чаше 3
Гасанли Р.К. Хладостойкость экономно-легированного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, изготовляемого в металлических формах. 5
Корневич А.П., Семёнов Б.И. Локальное повышение механических характеристик готовых изделий и полуфабрикатов на примере колесного диска большегрузного автомобиля из алюминиевого сплава 2014 8

Кузнечно-штамповочное производство

Феофанова А.Е. Напряженно-деформированное состояние при раздаче трубных заготовок 15
Петрухин И.В., Фомин В.А., Панченко В.М. Водорастворимые смазки марки "СИНЭРС" для холодной обработки металлов давлением. 20

Прокатно-волочильное производство

Дзудза М.В. Экспериментальные исследования технологических свойств наполнителей металлургической порошковой проволоки 24

Материаловедение и новые материалы

Калашников И.Е. Исследование структуры и свойств алюмоматричных композиционных материалов, модифицированных наноразмерными частицами . . . 27
Сильман Г.И., Серпик Л.Г., Федосюк А.А. Сталь типа 20ГЛ с измельченной микроструктурой 37
Амосов А.П., Федотов А.Ф., Ермошкин А.А., Алтухов С.И., Сметанин К.С., Латухин Е.И., Лавро В.Н. СВС-прессование металлокерамических заготовок многокомпонентных катодов для нанесения ионно-плазменных покрытий. 43

Информация

Грибков А.А. Постановка задачи оптимального режима порционного дозирования материалов 46

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней

Журнал выходит при содействии:
Академии Проблем Качества Российской Федерации; Министерства образования и науки Российской Федерации; Воронежского завода тяжелых механических прессов; ЦНИИЧермет; ВНИИМЕТМАШ; ИМЕТ РАН; Каширского завода "Центролит"; АМУРМЕТМАШ; ООО "МЕТАЛЛИТМАШ"; ФГУП ГНПП "Сплав"

Перепечатка, все виды копирования и воспроизведения материалов, публикуемых в журнале "Заготовительные производства в машиностроении", допускаются со ссылкой на источник информации и только с разрешения редакции.

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2011

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 8 August 2011

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
SEMENOV E.I.

Chairman Assistants:
DEMIN V.A.
KOLESNIKOV A.G.

Editorial Assistants:
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
ROROTCHENKO A.Yu.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
KRASIL'SHCHIKOVA E.S.

An advertiser is responsible for the promotional materials

Journal is spreaded on a subscription, which can be issued in any post office (index on the catalogue of the "Rospechat" agency **81580**, on the united catalogue "Pressa Rossii" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 268-69-19
Fax: (499) 269-48-97
Http://www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru, zpmpost@rambler.ru

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Andreev I.A., Gerotsky V.A., Leushin I.O. Inoculation on high-strength cast iron by air blasting in pouring basin . . . 3
Gasanli R.K. Cold resistance economically-alloyed high-strength spheroidal graphite iron produced in metal moulds . . . 5
Kornevich A.P., Semenov B.I. Local improvement of mechanical characteristics of finished and semi-manufactured products in taken as example vehicle wheel disk made of aluminum alloy 2014 . . . 8

Forging and Stamping Productions

Feofanova A.E. Stress-strain state in expansion of round billets . . . 15
Petrukhin I.V., Fomin V.A., Panchenko V.M. Water-soluble lubricants "SINERS" for cold metal working . . . 20

Rolling and Drawing Productions

Dzudza M.V. Experimental studies of technological properties of metallurgical cored wire fillers . . . 24

Physical Metallurgy and New Materials

Kalashnikov I.E. Investigation of structure and properties of aluminium matrix composite materials modified nanosize particles . . . 27
Sil'man G.I., Serpik L.G., Fedosyuk A.A. Steel type 20GL with crushed microstructure . . . 37
Amosov A.P., Fedotov A.F., Ermoshkin A.A., Altukhov S.I., Smetanin K.S., Latukhin E.I., Lavro V.N. SHS-compaction of multicomponent cathodes ceramic-metal blanks for application of ion-plasma coatings . . . 43

Information

Gribkov A.A. Formulation of problem of material batching optimal regime . . . 46

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses

Reprint is possible only with the reference to the journal "Blanking productions in mechanical engineering"

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2011

УДК 669.13.017:539.5

И.А. Андреев, В.А. Героцкий, И.О. Леушин
(Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева)

Модифицирование чугуна на высокопрочный продувкой сжатым воздухом в литниковой чаше

Рассмотрена техническая схема модифицирования чугуна на высокопрочный с применением продувки сжатым воздухом в литниковой чаше при заливке в литейную форму. Приведены результаты опробования данной схемы при литье крышек подшипников из высокопрочного чугуна.

The technical scheme of inoculation on high-strength cast iron by air blasting in pouring basin during pouring in casting mould is considered. The results of testing this scheme for casting of bearings caps made of high-strength cast iron are given.

Ключевые слова: высокопрочный чугун; модифицирование; продувка; литниковая чаша.

Keywords: high-strength cast iron; unoculation; blasting; pouring basin.

В практике литейного производства актуальным является вопрос о необходимости поздней обработки расплава чугуна при его модифицировании на высокопрочный.

К основным преимуществам поздней обработки относятся: уменьшение числа производственных операций в результате исключения выдержки обработанного чугуна, повышение живучести модификатора, уменьшение необходимого количества модификатора, а также "факультативность" вторичного модифицирования. Поздняя обработка расплава препятствует переохлаждению и формированию карбидов, при ее проведении не образуется шлак, подлежащий утилизации.

Примером такой обработки может служить модифицирование чугуна в форме (in-mould-process) [1]. Однако наряду с высокой эффективностью метода возникает ряд проблем реализации такой схемы модифицирования, связанных с: удалением продуктов модифицирования; недостаточной степенью усвоения модификатора; необходимостью применения дополнительных элементов литниковой системы, приводящего к существенному снижению *технологического коэффициента выхода годного* (ТКВГ).

Другой вариант модифицирования – ковшевое модифицирование с продувкой сжатым воздухом из цеховой сети – был разработан и успешно опробован в промышленности еще в 70-х годах прошлого века группой ученых Горьковского политехнического института. Проведенные ими исследования выявили такие положительные стороны этого процесса, как, например, повышение марочности чугуна благодаря интенсивному перемешиванию и появлению дополнительных межфазных поверхностей, а также усиление рафинирующего эффекта от газов и других неметаллических включений (Героцкий В.А., Лашин В.И., Мальев В.А. Продувка металла газом через пористую футеровку ковша // Литейное производство. 1974. № 8. С. 30–31).

Позднее было обнаружено, что реструктуризация будущего материала отливки на микроуровне благотворно влияет на подавление отрицательной наследственности [2].

В данной статье, направленной на продолжение исследований ученых Нижегородской школы литейщиков, рассмотрена техническая схема обработки расплава интенсивным перемешиванием продувкой сжатым воздухом в литниковой чаше непосредственно во время заливки чугуна в литейную форму.

Кратковременное нахождение металла в чаше провоцирует попадание продуктов обработки в тело отливки. В процессе обработки частицы не успевают коагулировать, и основная "нагрузка" в улавливании

частиц ложится на шлакоуловитель, длина которого должна складываться из протяженности участка коагулирования частиц и участка их всплывания.

Таким образом, длина шлакоуловителя до первого питателя при реализации схемы должна быть увеличена на Δl:

$$\Delta l = \tau Q / S,$$

где τ – время, необходимое для коагулирования продуктов модифицирования; Q – расход металла через шлакоуловитель; S – площадь рабочего сечения шлакоуловителя.

По данным М.Ф. Сидоренко (Теория и практика продувки металла порошками. М.: Металлургия, 1973. 304 с.), время коагулирования продуктов сфероидизирующего модифицирования чугуна в каналах литниковой системы составляет не более 3 с.

Время нахождения металла в чаше приближенно можно оценить по формуле

$$\tau_{обр} = \tau_{зал} M_{чаша} / M,$$

где $\tau_{зал}$ – время заливки, с; $M_{чаша}$ – металлоемкость литниковой чаши, кг; M – металлоемкость формы, кг.

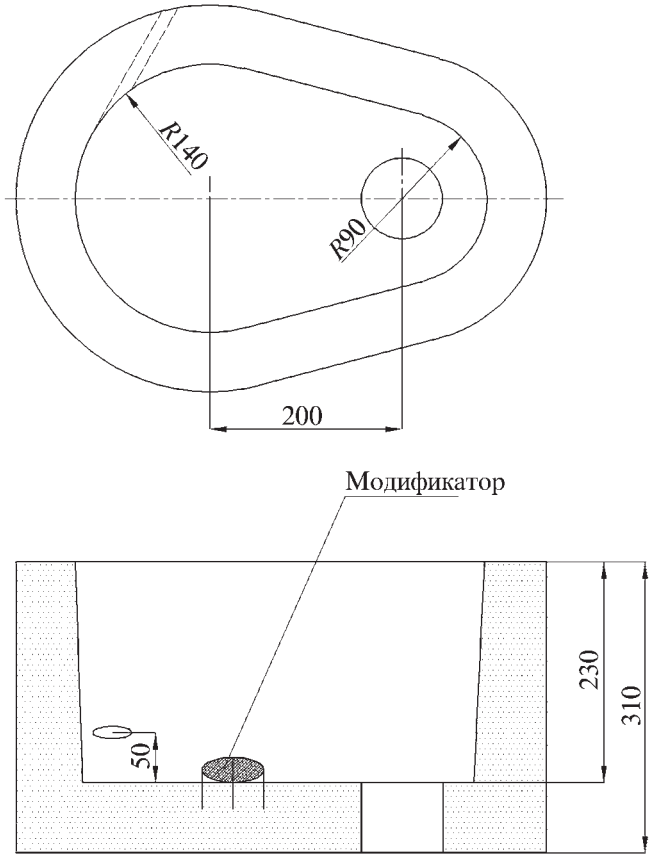


Рис. 1. Конструктивные размеры литниковой чаши для модифицирования чугуна продувкой сжатым воздухом

Тогда, например, для времени $\tau = 3$ с, расхода $Q = 10^{-3}$ м^3/с и площади сечения шлакоуловителя $S = 5 \cdot 10^{-3}$ м^2 длина шлакоуловителя должна быть увеличена на $\Delta l = 3 \cdot 10^{-3} / 5 \cdot 10^{-3} = 0{,}6$ м.

Если время заливки $\tau_{зал} = 90$ с, металлоемкость формы $M = 580$ кг, а металлоемкость чаши $M_{чаша} = 40$ кг, то время обработки $\tau_{обр} = 90 \cdot 40 / 580 = 6$ с, что достаточно для усвоения модификатора типа ФСМг [2].

Техническая схема модифицирования чугуна продувкой сжатым воздухом в литниковой чаше была испытана в ОАО "РУМО" (г. Нижний Новгород) при изготовлении отливки "крышка подшипника" массой 400 кг из ВЧ40 (ГОСТ 7293–70).

Навеска модификатора была снижена от 2 % по базовой технологии модифицирования по сандвич-процессу до 1 % от массы обрабатываемого металла. Расплав продували в литниковой чаше подготовленным, осушенным, сетевым сжатым воздухом с давлением около 0,2 МПа в течение всей заливки.

Конструктивные размеры литниковой чаши, полученной из ХТС, показаны на рис. 1. Подвод сжатого воздуха к чаше осуществлялся через удлинитель от газораспределительной системы, изготовленный из металлической трубы диаметром 20 мм и присоединенный к отверстию в чаше.

В ходе испытаний признаков пироэффекта не наблюдалось.

Остаточное содержание серы в полученных отливках не превышает 0,015 %, магния – 0,018...0,020 %. Результаты определения структуры: Ф70 – П30 – ШГф4, 5 – ШГд25, 45 (на отливках, полученных по базовой технологии модифицирования в ковшах по сандвич-процессу зафиксирован балл структуры Ф70 – П30 – ШГф3...5 – ШГд45, 90) (рис. 2).

В структуре отливок, полученных с применением новой технической схемы модифицирования, наблюдается более равномерное распределение графитовых включений одновременно с небольшим разбросом по размерам, доля перлита соответствует техническим требованиям на отливку, указанным в чертеже. Это

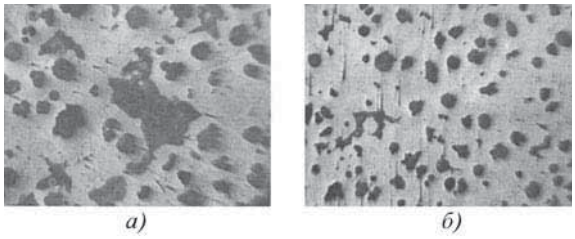


Рис. 2. Микроструктура материала отливок, полученных при различных видах модифицирования на высокопрочный чугун (×100):

а – сандвич-процесс; *б* – продувка сжатым воздухом в литниковой чаше

Сравнение характеристик различных видов модифицирования чугуна

Вид технической обработки	Расход модификатора, %	Степень усвоения, %	Структура отливки	ТКВГ	Затраты на обработку 1 т чугуна, руб.
Ковшевое модифицирование	2	77	Ф80 – П20 – ШГф3...5 – ШГд25...75	75	~358
Внутриформенное модифицирование	1,5	68	Ф70 – П30 – ШГф3...5 – ШГд25...75	65	~235
Продувка сжатым воздухом в литниковой чаше	1	75	Ф70 – П30 – ШГф4, 5 – ШГд25...45	80	~210

свидетельствует о повышении степени усвоения магниевого модификатора, а также об удовлетворительной гомогенизации расплава по свойствам и температуре на начальной стадии формирования отливки.

Таким образом, требуемое качество литья достигается по схеме модифицирования продувкой сжатым воздухом в литниковой чаше при пониженном расходе модификатора и большем ТКВГ по сравнению со схемами ковшевого и внутриформенного модифицирования (таблица).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. http://www.lityo.com.ua.
2. **Никитин В.И.** Наследственность в литых сплавах. Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 1995. 248 с.

Илья Александрович Андреев, аспирант, firstandreew@yandex.ru;
Виктор Антонович Героцкий, канд. техн. наук;
Игорь Олегович Леушин, д-р техн. наук

УДК 669.131.7:621.78

Р.К. Гасанли *(Азербайджанский технический университет, г. Баку)*

Хладостойкость экономно-легированного высокопрочного чугуна с шаровидным графитом, изготовляемого в металлических формах

Установлено, что высокопрочный чугун с шаровидным графитом, отливаемый в металлические формы, легированный 1 % Ni и 0,5 % Cu, можно рекомендовать для деталей ответственного назначения запорных устройств, работающих в условиях отрицательных климатических температур.

It is established that high-strength spheroidal graphite iron cast in metal moulds alloyed by 1 % Ni and 0,5 % Cu it is possible to recommend for details of responsible appointment of latches working in conditions with negative climatic temperatures.

Ключевые слова: высокопрочный чугун; шаровидный графит; экономное легирование; металлическая форма; хладостойкость; термическая обработка; детали запорных устройств.

Keywords: high-strength cast iron; spheroidal graphite; economical alloyed; metal mould; cold resistance; heat treatment; details of latches.

Изучение хладостойкости *высокопрочного чугуна с шаровидным графитом* (ВЧШГ) при низких температурах актуально в связи с усиливающейся тенденцией его применения в оборудовании ответственного назначения, работающего в условиях отрицательных климатических температур [1, 2].

Цель работы – повышение хладостойкости ВЧШГ, изготовляемого в металлических формах, в результате легирования 1 % Ni и 0,5 % Cu. Выбор этих элементов связан с их эффективным положительным воздействием на структуру и физико-механические свойства чугуна [3, 4]. В работе были испытаны образцы семи плавок чугуна, химический состав которых приведен в табл. 1.

Модифицирование чугуна осуществляли в ковше (сандвич-процесс) лигатурой ФСМг5 по ТУ 14-5-134–86, содержащей до 7 % Mg, до 60 % Si и до 1 % РЗМ, в количестве 1 % от массы жидкого металла.

1. Химический состав плавок чугунов, % мас.

Номер плавки	C	Si	Mn	Ni	Cu	Mg
1	3,33	2,85	0,45	–	–	0,07
2	3,43	2,90	0,40	1,0	–	0,06
3	3,34	2,85	0,49	1,5	–	0,07
4	3,70	2,80	0,50	2,0	–	0,06
5	3,23	2,95	0,45	1,0	0,5	0,05
6	3,21	2,92	0,46	1,5	0,5	0,04
7	3,16	3,00	0,48	1,5	0,8	0,05

Перед модифицированием лигатуру дробили, просеивали и просушивали, для обработки расплава использовали фракции 2...20 мм.

Остаточное количество магния в образцах составляло 0,040...0,065 %. Содержание фосфора во всех плавках – менее 0,1 %, серы – 0,02 %.

Кокильные отливки подвергали двухстадийной термической обработке: ферритизирующему отжигу и нормализации с непрерывным охлаждением.

При кокильном способе отливки имеют значительный отбел. Поэтому перед механической обработкой необходимо проведение отжига в целях ферритизации металлической основы. В процессе отжига происходит графитизация всех видов цементита – от первичного до входящего в состав перлита. В результате получения ферритной структуры обеспечиваются повышенные пластичность и ударная вязкость чугуна, снижается твердость, улучшается обрабатываемость.

Ферритизирующий отжиг осуществляли по следующему режиму: загрузка отливок в печь при температуре не ниже 200 °С для предотвращения коробления; нагрев до температуры (930±20) °С со скоростью 7...10 °С/мин; выдержка отливок при этой температуре в течение 3...5 ч; немедленное охлаждение с печью до 700...680 °С со скоростью 4...5 °С/мин; выдержка при этой температуре 3 ч; охлаждение с печью до 600...550 °С; извлечение отливок из печи и охлаждение на воздухе до температуры окружающей среды.

Для получения бейнитных чугунов кокильные отливки подвергали нормализации с непрерывным охлаждением по следующему разработанному режиму: загрузка отливок в печь при температуре не ниже 200 °С для предотвращения коробления; нагрев до температуры (900±10) °С со скоростью 7...10 °С/мин; выдержка отливок при этой температуре в течение 40...50 мин; охлаждение, отпуск с нагревом в течение 3 ч до температур от 200 до 400 °С; извлечение отливок из печи и охлаждение на воздухе до температуры окружающей среды.

После отжига структура металлической матрицы чугуна состояла полностью из феррита. В некоторых отливках в структуре присутствовали отдельные участки перлита общей площадью не более 5...10 % и отдельно изолированные включения цементита суммарной площадью менее 5,0 %.

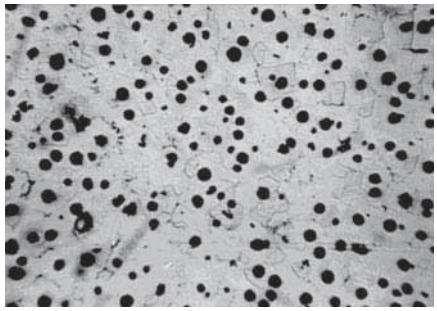


Рис. 1. Микроструктура кокильного высокопрочного чугуна (не травлено). ×100

На нетравленном шлифе определяли соответствие формы графита согласно ГОСТ 3443–87 форме ШГф4 и ШГф5. В отдельных отливках в микроструктуре наряду с графитом шаровидной формы (ШГф4–ШГф5) присутствовало до 30 % вермикулярного графита (ВГф2–ВГф3) (рис. 1).

Испытания на хладостойкость проводили при температурах +20, –20, –40 и –60 °С. Результаты исследований приведены в табл. 2.

Анализ результатов испытаний показал, что металлическая основа является доминирующим фактором, определяющим ударную вязкость чугуна. Установлено, что ударная вязкость чугуна с ферритной основой выше, чем у чугунов с ферритно-перлитной и перлитно-бейнитной основами (рис. 2). Это связано с тем, что при разрушении чугуна с ферритной матрицей, имеющей значительный запас пластичности, происходит замедление скорости распространения трещины между включениями графита.

Установлено, что вязкость ВЧШГ, полученного литьем в кокиль, выше, чем у чугуна, полученного литьем в песчаную форму и термообработанного по аналогичному с кокильным чугуном режиму.

Объяснить это можно значительно меньшей ликвацией по сечению отливки химических элементов, в первую очередь, кремния, и меньшим размером эвтектического зерна у кокильных отливок, обусловленного их высокой скоростью затвердевания и охлаждения в кокиле. Это связано и с высокой плотностью ВЧШГ, полученного литьем в кокиль, наличием в его структуре дисперсных, равномерно распределенных включений графита шаровидной формы [3].

Более высокая ударная вязкость легированных ВЧШГ по сравнению с нелегированными объясняется повышением степени гомогенности структуры и уменьшением размера зерна при легировании и особенно такими элементами, как никель и медь.

Установлено, что ферритно-перлитный и перлитно-бейнитный чугуны, легированные медью и никелем, имеют более высокую ударную вязкость, чем нелегированный ВЧШГ с аналогичной структурой. Происходит это в основном потому, что оба элемента

2. Структура и механические свойства высокопрочного чугуна

Номер плавки	Структура металлической основы чугуна	$\sigma_в$, МПа	НВ, МПа	δ, %	Ударная вязкость, Дж/см^2, при температуре испытания, °С			
					+20	–20	–40	–60
1	Ферритная	450	1560	14	107	85	66	39
	Ферритно-перлитная	495	1700	10	62	51	42	27
	Перлитно-бейнитная	580	2410	2,2	26	22	16	11
2	Ферритная	520	1590	19	112	95	79	48
	Ферритно-перлитная	570	1670	13	102	81	64	37
	Перлитно-бейнитная	630	2350	3,7	40	31	23	15
3	Ферритная	560	1760	15	116	98	82	50
	Ферритно-перлитная	590	1870	10	102	84	65	34
	Перлитно-бейнитная	700	2550	2,6	37	29	18	12
4	Ферритная	580	1610	12	115	106	91	55
	Ферритно-перлитная	600	1920	10	102	88	69	34
	Перлитно-бейнитная	730	2630	2,9	36	28	16	11
5	Ферритная	580	1800	15	141	115	106	69
	Ферритно-перлитная	620	2000	11	112	92	86	55
	Перлитно-бейнитная	720	2550	2,8	50	40	29	12
6	Ферритная	490	1630	17	132	121	108	69
	Ферритно-перлитная	530	1700	13	126	113	96	53
	Перлитно-бейнитная	600	2400	2,3	46	33	28	14
7	Ферритная	480	1620	17	130	118	105	67
	Ферритно-перлитная	520	1680	14	124	110	94	51
	Перлитно-бейнитная	580	2370	2,5	45	31	25	13

содействуют образованию вокруг включений шаровидного графита ферритной оболочки с невысоким содержанием кремния, которая является своеобразным демпфером, тормозящим процесс распространения трещины [4].

Приведенные на рис. 3 результаты свидетельствуют о том, что наиболее интенсивное падение ударной вязкости с понижением температуры происходит у перлитных чугунов. Свойства ферритных и бейнитных чугунов изменяются в меньшей степени. В то же время ударная вязкость ферритных и бейнитных чугунов одного и того же состава находится примерно на одном уровне.

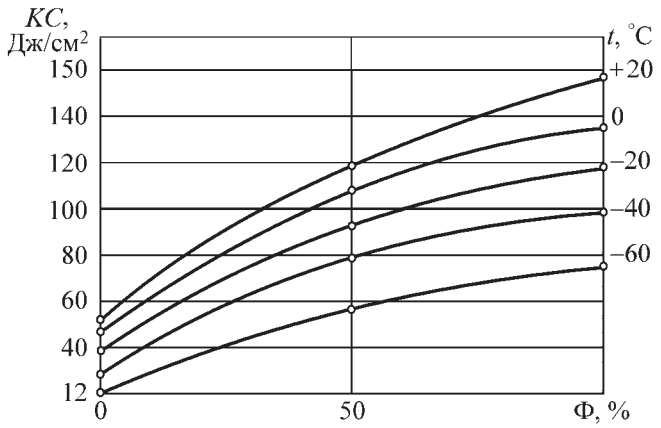


Рис. 2. Влияние количества феррита в матрице ВЧШГ, легированного 1,0 % Ni и 0,5 % Cu, на ударную вязкость при различных температурах

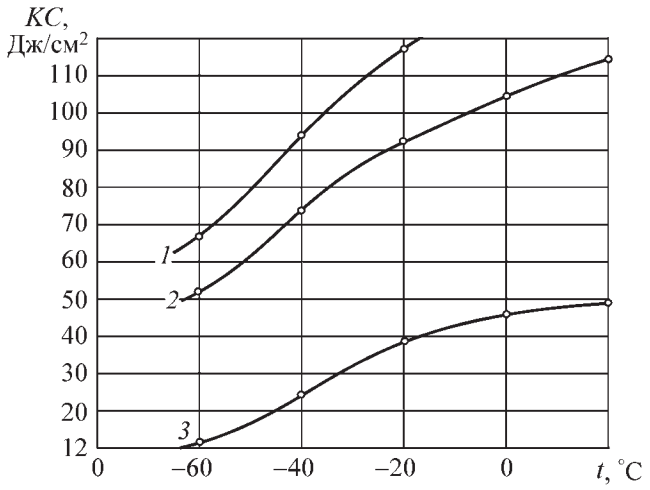


Рис. 3. Влияние температуры на ударную вязкость ВЧШГ, легированного 1,0 % Ni и 0,5 % Cu:
1 – 100 % Ф; *2* – 50 % Ф, 50 % П; *3* – 100 % П

Установлено, что лучшие показатели ударной вязкости при температуре –60 °С имеет чугун, легированный 2 % Ni. Однако чугун, легированный 1,0 % Ni и 0,5 % Cu, также имеет достаточно высокий уровень свойств, что подтверждает правильность его выбора.

Определено, что ВЧШГ с ферритной структурой охрупчивается при понижении температуры ниже –60 °С. Тип концентратора напряжений незначительно влияет на работу разрушения легированного ВЧШГ, а его наличие в 1,5–2 раза уменьшает ее. Понижение температуры незначительно влияет на работу разрушения легированного ВЧШГ с перлитной структурой.

Заключение. Таким образом, экспериментально установлено, что ВЧШГ, легированный 1 % Ni и 0,5 % Cu, можно рекомендовать для деталей ответственного назначения запорных устройств (крышка подшипника, крышка корпуса, седло, шибер и т.д.), работающих в условиях отрицательных температур.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Гасанли Р.К.** Высокопрочный чугун с шаровидным графитом. Баку: Наука, 1998. 203 с.

2. **Велиев Т.К.** Высокопрочный чугун как материал деталей устьевого фонтанного оборудования: дис. ... канд. техн. наук. Харьков, 1986. 137 с.

3. **Дубров В.В. и др.** Применение высокопрочного чугуна в арматуростроении. Высокопрочный чугун с шаровидным графитом. Киев: Наук. думка, 2004. С. 78–81.

4. **Высокопрочный** чугун с шаровидным графитом. Теория, технология производства, свойства и применение / под ред. М.В. Волощенко. Киев: Наук. думка, 2004. 203 с.

Рамиз Камандар оглы Гасанли, канд. техн. наук, hasanli_dr@mail.ru

УДК 621.791.14

А.П. Корневич, Б.И. Семёнов *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Локальное повышение механических характеристик готовых изделий и полуфабрикатов на примере колесного диска большегрузного автомобиля из алюминиевого сплава 2014

Рассмотрена возможность локального доведения механических характеристик готового изделия до требуемых эксплуатационных норм. Приведены основные особенности структурообразования материала при жидкой штамповке и перестройке структуры при фрикционной перемешивающей обработке.

The possibility of bringing mechanical characteristics of finished product up to the required operation standarts is considered. The main peculiarities of material structurization while liquid forging and reconstruction of structure while friction stir processing are presented.

Ключевые слова: жидкая штамповка; фрикционная перемешивающая обработка; алюминиевые сплавы.

Keywords: liquid forging; friction stir processing; aluminum alloys.

Введение. В последние годы в мировом легковом и грузовом автомобилестроении активно реализуется тенденция к уменьшению массы транспортного средства, что приводит к снижению норм потребления горючего и может быть осуществлено заменой традиционно применяемых материалов на основе железа новыми материалами: легкими сплавами (на основе алюминия, магния), композиционными материалами, полимерами и т.д. Для этого необходимо постоянно осваивать новые материалы, развивать новые технологические процессы и изучать свойства деталей, полученных с их использованием.

Среди новых металлических материалов алюминиевые сплавы и металломатричные композиты на основе алюминиевой матрицы способны в ряде случаев заменить сталь и чугун. Широкое применение алюминиевых сплавов обусловлено также большими сырьевыми ресурсами алюминия. Они обладают уникальным комплексом свойств: малой плотностью, высокой удельной прочностью, хорошей коррозионной стойкостью во многих средах и высокой технологичностью. Такое сочетание свойств позволяет использовать алюминиевые сплавы в авиастроении, судостроении, автомобилестроении и других отраслях.

Анализ публикаций показывает, что применение традиционных материалов, изготовленных по новым технологиям, открывает перед инженером широкие возможности их использования при разработке более экономных, безопасных автомобилей.

В данной статье рассмотрены особенности изготовления колесного диска большегрузного автомобиля из алюминиевого сплава 2014 методом жидкой штамповки с последую-

Рис. 1. Диск колеса большегрузного автомобиля (отливка)

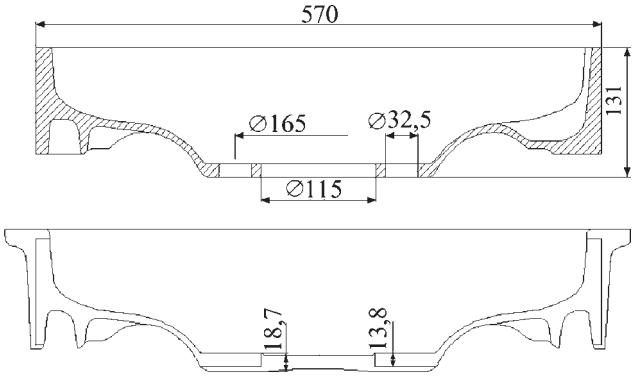


Рис. 2. Общий вид изделия и отливка до механической обработки

щим локальным доведением готового изделия до требуемых эксплуатационных характеристик.

Технологический процесс изготовления детали "колесо" и механические свойства детали. Колесный диск (рис. 1, 2) изготовлен корейской фирмой ASA из сплава 2014 (российский аналог – ковочный сплав АК8) методом пуансоно-поршневого прессования жидкого металла на 1700-тонном прессе. Схема формы в сборе с прессом показана на рис. 3. Химический состав сплава приведен в табл. 1. Масса диска 23 кг, масса отливки 52 кг.

Процесс штамповки диска колеса можно условно разделить на следующие этапы:

1. Подготовка жидкого металла (расплавление металла в печи $T_{пл}$ = 735 °С, дегазация в специальном устройстве $T_{дег}$ = 735...705 °С, хранение жидкого металла в печи с выдержкой при температуре $T_{выд}$ = $T_{зал}$ = 705 °С).
2. Нагрев оснастки до определенной температуры ($T_{осн}$ = = 400 °С).
3. Заливка партии металла в матрицу по подогретому желобу ($T_{зал}$ = 705 °С).
4. Прессование.
5. Снятие давления и извлечение заготовки.
6. Окончательное охлаждение детали.

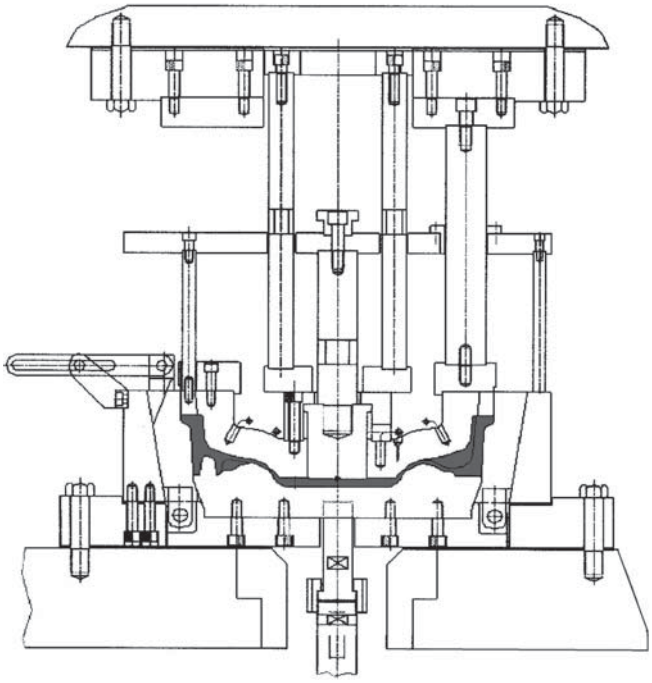


Рис. 3. Форма (матрица и пуансон) в сборе, установленная на прессе

Параметры штамповки технологического процесса изготовления диска колеса приведены в табл. 2.

Механические характеристики диска колеса показаны в табл. 3, из которой видно, что только в средней части диска колеса измеренные значения эквивалентны требуемым характеристикам. В ступице и ободе колеса измеренное относительное удлинение значительно ниже требуемого. Такое снижение пластичности может быть связано с резким ухудшением структуры (появлением относительно крупных кристаллов дендритного строения и ликвацией) при использовании приведенного в табл. 2 режима технологического процесса.

Кинетика затвердевания и основные факторы, влияющие на структуру отливки. Заполнение полости формы происходит прямой заливкой металла по желобу в нижнюю часть формы (область ступицы колеса). На рис. 4 показано изменение выделения твердой фазы в интервале затвердевания сплава 2014.

Сопоставляя изменение доли твердой фазы и параметры процесса жидкой штамповки диска колеса (см. табл. 2), можно понять, что процесс заполнения формы начинается и заканчивается при температуре, превышающей ликвидус сплава: температура заливки сплава в форму 705 °С, начало прессования – 695 °С, замыкание полости формы – 670 °С, ликвидус сплава – 645 °С.

При запирании формы металл находится все еще в жидком состоянии. Давящее воздействие на жидкий и кристал-

1. Химический состав сплава 2014 (АК8), % мас. (остальное – Al)

Сплав	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ti
2014 (стандартный)	0,50...1,20	≤ 0,70	3,09...5,00	0,40...1,20	0,20...0,80	≤ 0,10	≤ 0,15
2014 (жидкий металл)	0,91	0,08	3,64	0,76	0,44	0,01	0,11

2. Параметры прессования диска колеса

Процесс (устройство)	Параметр	Значение
Плавление (раздаточная печь)	Температура заливки, °С	705
Жидкая штамповка (1700-тонный пресс)	Температура прессования, °С	695
	Давление прессования, МПа, в течение 220 с	27
	Температура матрицы и пуансона, °С	400
	Скорость опускания пуансона, мм/с	0,4

3. Механические характеристики диска колеса

Место измерения	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
	МПа		
Ступица колеса	360...401	350...391	0,7...1,3
Диск колеса	360...397	299...349	1,5...7,5
Обод колеса	386...401	370...385	0,4...0,8
Требуемые характеристики	440	379	≥ 4

лизующийся металл происходит по схеме пуансоно-поршневого прессования, в которой опускание пуансона и высокое давление прессования вызывают перемещение металла в формообразующей полости от ступицы в область обода колеса и позже обеспечивают компенсацию усадки.

Отсутствие дополнительного узла подпрессовки может привести к тому, что процесс прессования затвердевающего металла будет происходить с низкой интенсивностью деформаций, особенно в массивных частях диска (ступица и обод). В итоге все это может способствовать получению отливки с грубой дендритной структурой в массивных частях отливки и очень низкой пластичностью в этих местах детали.

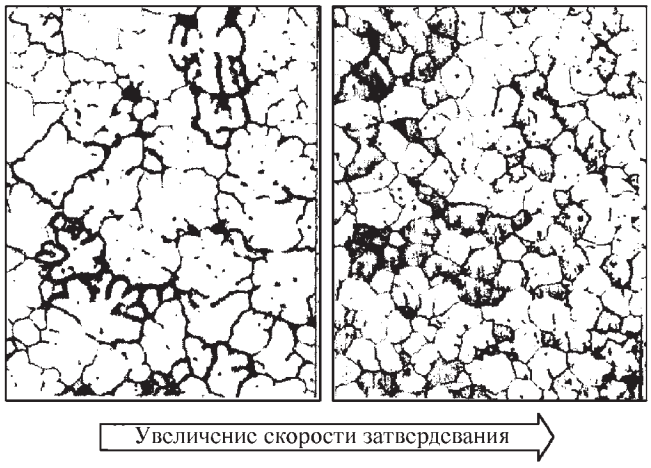


Рис. 5. Влияние скорости охлаждения и затвердевания на структуру сплава

В реализуемом процессе возможны два различных пути влияния на качество отливки. Первый – это увеличение скорости кристаллизации в ступице. На рис. 5 видно, что при увеличении скорости охлаждения структура отливки становится более мелкой, кристаллы принимают глобулярную форму. Такой материал имеет более высокие механические свойства. Влияние этого фактора наиболее ощутимо в интервале температур от 645 до 620 °С.

Второй независимый путь повышения качества отливки во время процесса кристаллизации – это правильная организация сдвиговых деформаций (рис. 6). При отсутствии сдвигов материал имеет дендритную структуру, с их увеличением размер кристаллов уменьшается, а качество отливки повышается. Этот эффект наиболее заметно может проявиться в интервале температур 620...480 °С, но одновременно может произойти выдавливание остатков жидкой фазы, обогащенной кремнием и медью, приводящее к появлению эвтектической составляющей в ступице колеса.

Повышение свойств материала в готовом изделии. Из приведенного выше можно сделать следующее заключение. Реализуемая на предприятии технология производства изделия "колесо" не позволяет полностью обеспечить требуемые прочностные характеристики материала в изделии, а кроме того, приводит к их существенной неоднородности. Если прочностные характеристики в диске колеса близки к требуемым, то в ступице и ободе они, и особенно пластичность сплава, существенно ниже требуемых, что не позволяет считать изделие годным к эксплуатации.

Для доведения проблемных зон в литом изделии до требуемого уровня свойств в данном и подобных случаях производства ответственных фасонных заготовок деталей авторы статьи предлагают применять новый технологический метод локального воздействия на отливку, называемый *фрикционной перемешивающей обработкой* (ФПО).

В последние годы возник и получил широкое промышленное признание новый перспективный твердофазный

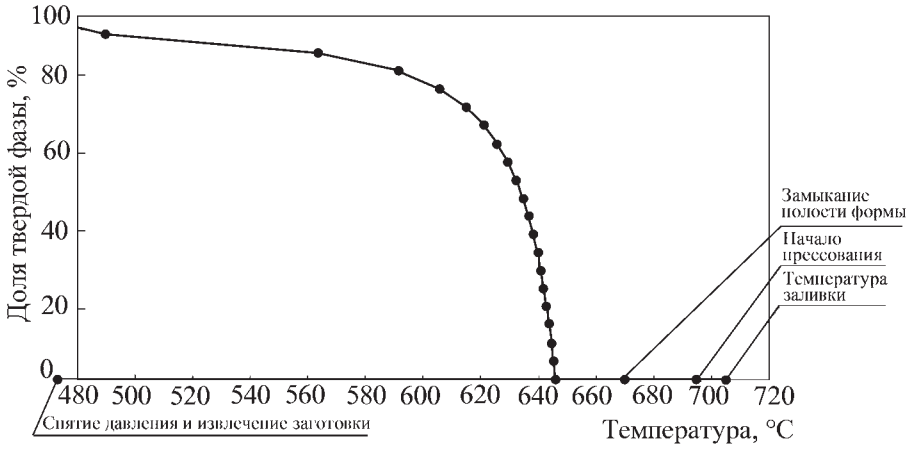


Рис. 4. Доля твердой фазы в единице объема в зависимости от температуры и состава металла (сплав 2014)

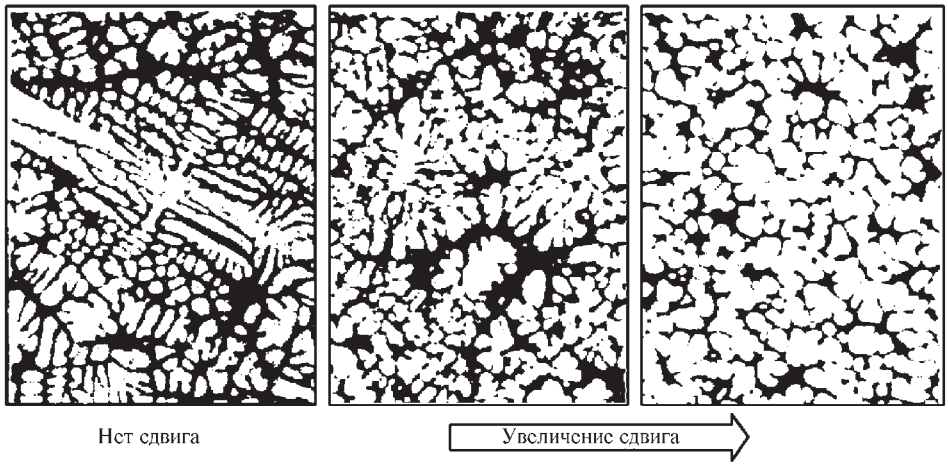


Рис. 6. Влияние сдвига в процессе кристаллизации на микроструктуру сплава

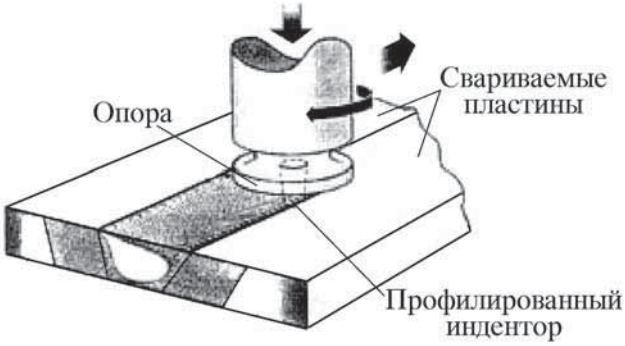


Рис. 7. Принципиальная схема процесса ФПО

процесс перемешивающей (деформирующей) обработки, который сопровождается интенсивными локальными микроструктурными изменениями в обрабатываемых сплавах (рис. 7).

В этом методе результат достигается путем локального введения тепла трения, разогрева материала детали до состояния интенсивного изнашивания и организации его перемешивающего течения вращением и перемещением специального внедренного инструмента, что в результате сопровождается локальными микроструктурными изменениями.

С 1967 г. известен способ (а.с. 195846) сварки металлов трением, заключающийся во "вращении между свариваемыми деталями вспомогательного элемента, в качестве которого используют стальной стержень с твердосплавным наконечником, хвостовик стержня зажимают в шпинделе вертикально-фрезерного станка. После доведения кромок до состояния повышенной пластичности к вспомогательному элементу прикладывают осевое усилие, вдавливая элемент между свариваемыми деталями. При выключенной горизонтальной подаче станка сварка производится отдельными точками. При включенной горизонтальной подаче стола станка образуется сплошной шов".

Позднее Английский институт сварки получил международный патент на аналогичный способ сварки, названный *сваркой трением с перемешиванием* (СТП) (пат. 9125978.8). С этого времени начались интенсивные исследования и разработки данного процесса в Швеции, США, Норвегии, Японии и др. Появились многочисленные патенты и публикации статей. Однако ключевые параметры технологии и режима сварки не раскрывались.

На рубеже веков после многочисленных исследований механических характеристик и структуры сварных швов, полученных таким способом, начались исследования по применению этого метода к объемной (приповерхностной) обработке различных металлических материалов.

За последние десять лет технология локального изменения свойств металлических материалов методом фрикционного перемешивания вызывает пристальный интерес практически у всех крупнейших научных центров. Появились сотни патентов на конструкции рабочих узлов станков и режимы обработки. Каждые два года в разных странах мира проходит специализированная конференция, на которой обсуждаются последние достижения в этой области.

ФПО осуществляется в три последовательных этапа, сильно отличающихся друг от друга процессами, происходящими в обрабатываемом материале, и энергетическими затратами. Эти этапы схематично показаны на рис. 8.

Первый этап – внедрение (Plunging phase) – характеризуется соприкосновением выступа инструмента (индентора) с заготовкой, разогревом заготовки и пластифицированием материала заготовки у внедряемого индентора. При сухом

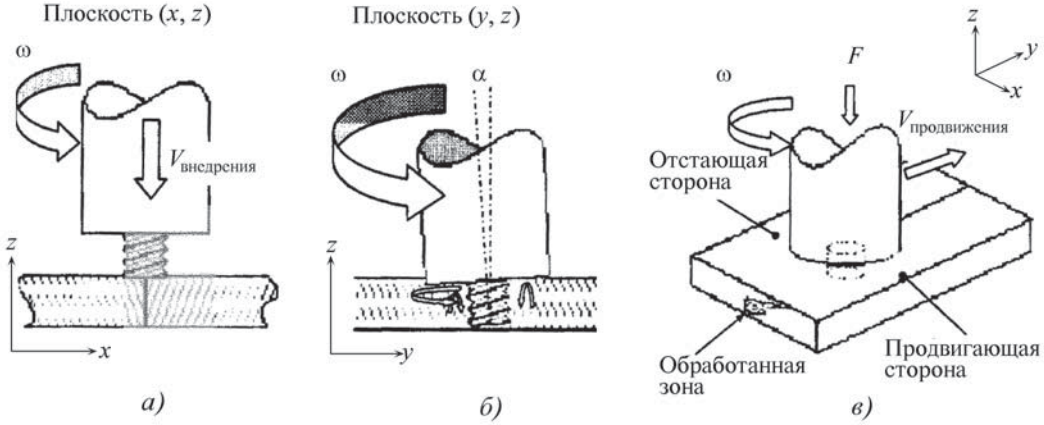


Рис. 8. Этапы ФПО:
а – внедрение; *б* – "пропахивание"; *в* – обработка

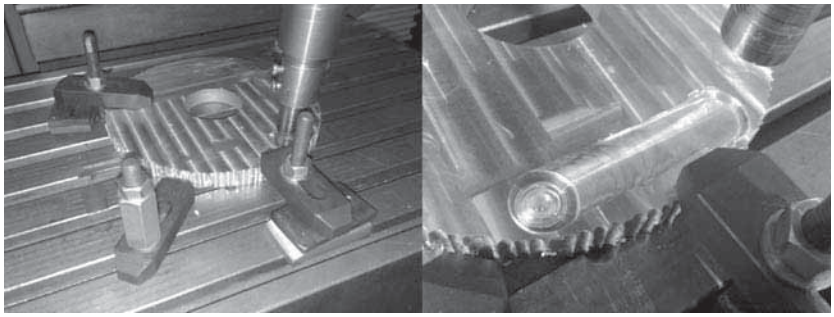


Рис. 9. Ступица колесного диска на столе станка (до и после первого прохода)

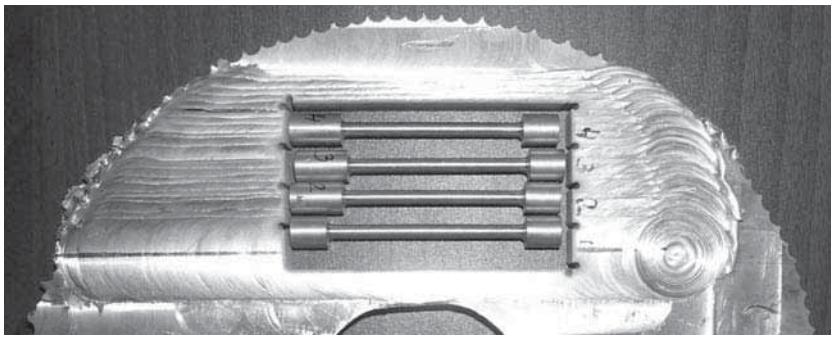


Рис. 10. Схема вырезки образцов для механических испытаний

трении около инструмента образуется слой материала, вовлекаемый инструментом в круговое течение, перемещающийся относительно него и обрабатываемой детали и одновременно вытесняемый на поверхность заготовки, в результате чего образуется своеобразный буртик. Этот этап завершается контактом опоры с поверхностью заготовки.

На втором этапе, который назван термином "пропахивание" (Dwelling phase), пластическое течение вокруг инструмента дополняется воздействием на материал заготовки не только индентора, но и опоры инструмента, которая частично внедряется в заготовку путем небольшого изменения (2...5°) угла наклона оси инструмента. Вследствие частичного внедрения опоры в обрабатываемый металл зона течения обрабатываемого материала расширяется, а характер течения усложняется.

На этом этапе разогретый материал, возбужденный и измельченный индентором, переносится под погруженную часть опоры и под ее воздействием, вовлекаемый в перемешивающее вихревое течение с осью вращения, перпендикулярной оси инструмента, частично отводится из зоны влияния индентора. В дальнейшем это способствует более легкому продвижению инструмента, повышению интенсивности перемешивания и повышению качества обработанной зоны.

Второй этап завершается термической стабилизацией трибоконтакта "инструмент–деталь", которая определяется фрикционной теплостойкостью пары и структурной приспособляемостью материалов, образующих трибологический контакт.

На третьем этапе (собственно ФПО, начинающаяся после завершения структурной приспособляемости трущихся элементов) включается перемещение инструмента вдоль обрабатываемой поверхности детали и происходит образование обработанного следа за тыльной стороной инструмента на глубину, незначительно превышающую высоту внедренного индентора.

На всех трех этапах процесса деталь (в зоне термического влияния) подвергается кратковременному тепловому воздействию перемещаемого источника тепла.

Огромную роль играют режимы, на которых выполняется обработка. Особенно важными входными переменными являются частота вращения инструмента, подача инструмента и глубина погружения опоры инструмента в заготовку. Доказано, что при изменении любого из этих параметров имеют место существенные различия, как в расходуемой энергии, так и в формируемой структуре материала.

Эксперимент. Объектом обработки и исследования была выбрана ступица колесного диска, как наиболее слабое место изделия (прочность на 20 % ниже требуемого уровня, пластичность – на 75 %). Для упрощения реализации процесса плоская часть ступицы была вырезана из изделия и обрабатывалась отдельно.

Обработка осуществлялась на вертикально-фрезерном станке, оснащенном специальным инструментом (рис. 9). Для обработки был выбран набор параметров процесса, характерный для данного типа алюминиевых сплавов. Визуальный осмотр перемешанной зоны и кратера от выхода инструмента не выявил дефектов, что стало показанием к продолжению эксперимента на выбранном режиме.

Обработка проводилась на глубину 6 мм методом параллельных проходов с шагом 2 мм. Затем пластина переворачивалась и операции перемешивающей обработки повторялись с обратной стороны, что позволило обеспечить глубину обработки 11 мм (при соответствующей мощности оборудования операция обработки может осуществляться за один проход на всю толщину стенки детали).

Из обработанной зоны ступицы вырезали образцы для механических испытаний (рис. 10). Для подтверждения заводских данных по прочности и пластичности один образец был вырезан из необработанной части ступицы. Затем вырезанные образцы подвергали термообработке, идентичной той, которой подвергаются данные изделия на заводе-изготовителе (Т6: закалка 495...505 °С в воду; старение 155...165 °С, 10 ч). Термообработку проводили в воздушной печи с контролем температуры в образцах по образцу-свидетелю.

После термообработки образцы испытывали на растяжение (ГОСТ 1497–84) и измеряли микротвердость. Результаты механических испытаний представлены в табл. 4.

Данные испытаний показали, что воздействие на материал в зоне трибоконтакта, осуществленное механическим разрушением его исходной микроструктуры и перемешиванием пластифицируемого материала, дало возможность значительно (и одновременно) повысить характеристики прочности и пластичности сплава 2014 в ступице литого колесного диска и вывести их на уровень, превышающий требования, предъявляемые к изделию условиями эксплуатации.

Обсуждение результатов. В результате проведения эксперимента по перемешивающей обработке алюминиевого сплава 2014 после жидкой штамповки удалось существенно увеличить характеристики прочности и пластичности. Это стало возможным благодаря коренному изменению микроструктуры сплава.

Известно, что сплав при проведении жидкой штамповки в условиях отсутствия сдвигов в материале имеет ярко выражен-

4. Механические свойства исследуемых образцов

Номер образца	$\sigma_в$	$\sigma_{0,2}$	δ, %
	МПа		
1	472,595	448,17	3,125
2	490,221	426,79	6,25
3	492,483	428,76	6,75
4*	367,677	361,93	2

*Образец № 4 вырезан из необработанного участка пластины.

ную крупную дендритную структуру со значительным процентным соотношением пор и интерметаллидов. Такая структура материала обычно характеризуется низкой пластичностью.

Рассмотрим как меняется дендритная структура сплава при проведении перемешивающей обработки. После формирования и термической стабилизации пары сухого трения начинается перемещение инструмента по обрабатываемой поверхности в требуемом направлении (см. рис. 8, *в*). Это перемещение вызывает интенсивную пластическую деформацию и перетекание обрабатываемого материала в направлении, обратном направлению движения инструмента.

Фактическая геометрия стержня и опоры, коэффициент трения и фрикционная теплостойкость сопрягаемых тел в условиях приложенных нагрузок (силы, частота вращения, глубина внедрения опоры, подача и другие факторы) определяют эффективность перемешивающего течения в обрабатываемой зоне детали. Само перемешивающее течение чаще всего рассматривается как экструзия сильно пластифицированного твердого металла в полостях, прилегающих к стержню и опоре инструмента (рис. 11).

В большинстве выполненных и опубликованных работ обычно исследовали только те сечения детали, где уже сформирован шов, а затем полученные результаты использовали для создания модели процесса, который смог бы привести к таким структурным изменениям.

В более поздних работах [1, 2] показано, как важно исследовать микроструктурную эволюцию у передней кромки инструмента СТП или ФПО. При этом разрезается и изучается обработанный шов в месте остановки инструмента путем прерывания процесса обработки и закалки шва холодной водой для того, чтобы "заморозить" динамические процессы в непосредственном окружении инструмента и получить возможность исследовать истинную эволюцию зерен и развитие субструктур в зоне, окружающей инструмент СТП или ФПО (рис. 12).

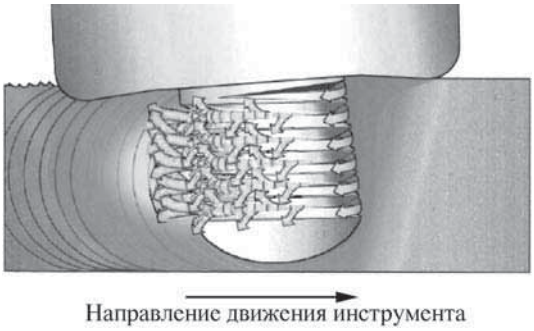


Рис. 11. Одна из схем перемешивающего течения металла в зоне обработки

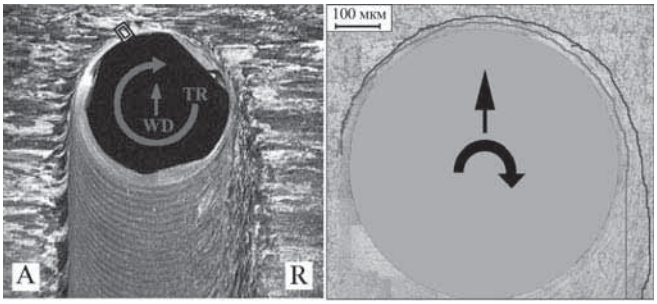


Рис. 12. Макроструктура в сечении обработанной зоны (справа – отливка, сплав АК9ч (АЛ4)), прилегающей к инструменту

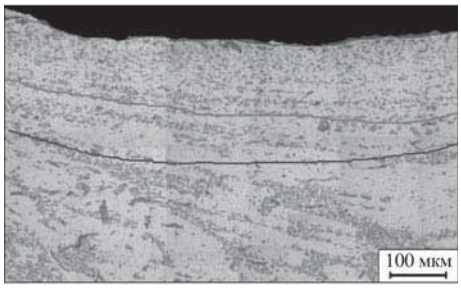


Рис. 13. Микроструктура материала у передней кромки инструмента (сплав АК9ч (АЛ4))

Сечение обработанной зоны горизонтальной плоскостью выявляет различные типы деформации, вызываемые процессом обработки. Поскольку во время перемещения инструмент вращается, каждая из двух сторон шва демонстрирует различное строение. На продвигающей стороне (буква А на рис. 12) возникает отчетливая граница между деформированными зернами исходного материала и сформированным швом; на отступающей стороне (буква R на рис. 12) эта граница размыта зернами, которые сдвинуты в круговом направлении по следу инструмента.

Перемещение материала у фронтальной поверхности инструмента вызывает основную деформацию окружающих зерен в направлении вращения инструмента. Зерна на каждой стороне сформированного шва претерпевают такую же сдвиговую деформацию.

На некотором удалении от инструмента зерна предпочтительно ориентированы и имеют распределения (кристаллографическую ориентацию и текстуру), типичные для простой сдвиговой деформации (рис. 13). В окрестности инструмента исходная текстура становится сильно измельченной по мере того, как материал перемещается в круговом движении к отступающей стороне: здесь формируется прилипший слой с измельченным мелкозернистым строением, в то время как на некотором удалении наблюдаются только растяжение и изгиб первоначальной сдвиговой структуры.

Опубликованные результаты исследований распределений кристаллографических ориентаций зерен впереди инструмента показали, как новая зеренная структура и текстура формируются внутри зоны деформации, окружающей инструмент. Интенсивные деформации и высокие температуры в окрестности, примыкающей к инструменту, создают условия для измельчения зерен уже на левой стороне передней кромки индентора (рис. 12–14), т.е. на начальной стадии перемешивающей обработки.

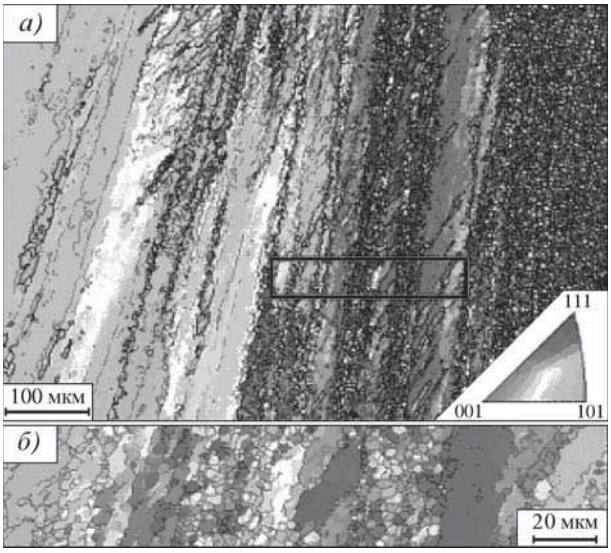


Рис. 14. Формирование зерен субмикронного уровня у передней кромки индентора продвигающегося инструмента [3]:
а – зона, выделенная черным цветом у передней кромки инструмента на рис. 12; *б* – участок этой зоны при большом увеличении, размеры зерен и выявленные кристаллографические ориентации зерен

Эта область измельченных зерен становится шире по направлению к отступающей стороне, т.е. все больше подобного материала накапливается вокруг инструмента. Дополнительные слои измельченных зерен возникают в более отдаленных от инструмента зонах, разделяясь на регионы, в которых кристаллы имеют ориентации, наиболее сопротивляющиеся сдвиговой деформации.

Анализ разориентации границ зерен в рассматриваемой зоне выявил последовательную эволюцию малоугловых границ зерен к большеугловой разориентации, а сканирование с высоким разрешением – почти постоянный размер "зерен", начиная от ранних стадий развития субзерен (см. рис. 14) до полностью измельченных зерен.

Эти наблюдения показали, что процесс измельчения зерен, происходящий при ФПО, – это непрерывный процесс. Этот процесс объединяет сдвиговые деформации с восстановлением деформированных объектов при высокой температуре, достигаемым во время процесса обработки (отсюда важность подбора таких режимов обработки, при которых удается проводить процесс при наименьших температурах), что приводит к образованию субзерен с увеличивающейся разориентацией по мере того, как деформации и температуры возрастают.

Чувствительность различных первоначальных ориентаций зерен к деформациям сдвига приводит к возникновению гетерогенности в этом непрерывном процессе измельчения зерен. Следовательно, главными механизмами измельчения зерен в этой зоне являются конкурирующие процессы деформации и динамического восстановления.

Таким образом, для обеспечения оптимальных временных и экономических затрат при создании требуемых структур режимы работы станка должны быть такими, чтобы не ухудшать полученные результаты из-за сильного роста температур в зоне обработки.

Как отмечалось выше, набор параметров перемешивающей обработки был выбран исходя из опыта авторов по обработке подобных сплавов. В результате удалось перестроить микроструктуру из ячеисто-дендритной в мелкодисперсную глобулярную, однородную по всем направлениям, а значит и с потенциально высокими пластическими характеристиками (рис. 15), что и было подтверждено механическими испытаниями и металлографическими исследованиями.

Заключение. В представленной статье продемонстрированы возможности нового технологического метода, – фрикционной перемешивающей обработки, – для локального изменения параметров структуры и улучшения механических характеристик готового изделия из алюминиевого сплава. В качестве примера был выбран колесный диск большегрузного автомобиля, изготовленный из алюминиевого сплава 2014 методом пуансоно-поршневого прессования жидкого металла (жидкая штамповка). Были рассмотрены основные моменты технологии получения изделия и проанализированы особенности преобразования структуры сплава в массивной детали после жидкой штамповки.

Проведенный эксперимент по перемешивающей обработке и последующий анализ результатов механических испытаний, металлографический анализ структуры сплава 2014 до и после перемешивающей обработки позволяют сделать следующие выводы:

- предложенный технологический способ локального улучшения механических характеристик и структурных параметров литого металла можно применять для доведения детали типа "колесный диск" до требуемых эксплуатационных характеристик;
- результаты механических испытаний показали, что при правильном выборе условий перемешивающей обработки можно направленно и локально повысить изначально низкие механические свойства детали до уровня, не достигаемого одним только термическим воздействием;
- нет никаких технологических препятствий для проведения обработки непосредственно на изделии в условиях любого заготовительного или машиностроительного производства.

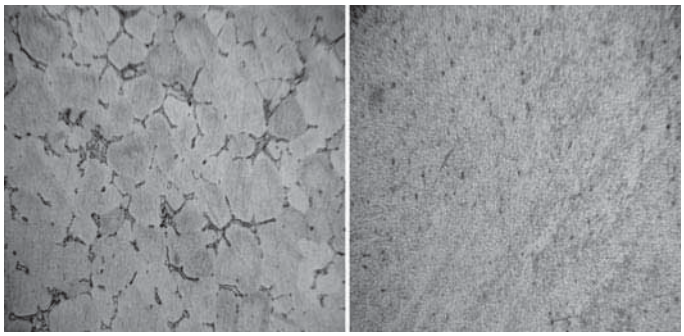


Рис. 15. Преобразование литой микроструктуры в результате ФПО (сплав 2014)

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Семёнов Б.И., Семёнов А.Б., Солодилов С.А.** Локальное механическое перемешивание металлов внедренным индентором в режиме сухого трения – новый высокоэффективный метод обработки традиционных металлических конструкционных материалов // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 8. С. 11–19; № 9. С. 11–18.

2. **Корневич А.П., Семёнов Б.И., Чуфринова Я.В., Шилло Г.В.** Особенности технологии сварки трением с перемешиванием // Заготовительные производства в машиностроении. 2009. № 9. С. 7–14; № 10. С. 8–17.

3. **Fonda R.W., Bingert J.F., Colligan K.J.** Microstructural development in Friction Stir Welding // NRL Review. 2005. P. 121–122.

Артём Павлович Корневич, аспирант,
artem-krnevich@yandex.ru;
Борис Иванович Семёнов, д-р техн. наук

УДК 621.981.016.3

А.Е. Феофанова *(МГТУ "МАМИ")*

Напряженно-деформированное состояние при раздаче трубных заготовок*

Предложен метод расчета напряженно-деформированного состояния трубной заготовки, позволяющий оценить распределение напряжений и деформаций на стадии проектирования технологического процесса операции раздачи, способствующий его интенсификации и позволяющий предотвратить брак от разрушения материала в процессе обработки.

The method for calculation of round billet stress-strain state allowing to estimate distribution of stresses and deformations to design stages of technological process of expansion of the tube is offered, promoting its intensification and allowing to prevent marriage from destruction of material in the course of processing.

Ключевые слова: раздача; трубная заготовка; давление; утонение; толщина; пластичность.

Keywords: expansion; round billet; pressure; thinning; thickness; plasticity.

Методы оценки деформируемости заготовки, т.е. способности к той или иной технологической операции без разрушения, приобретают важное значение в связи с повышением требований к качеству продукции, рациональному использованию материала заготовки, назначению степеней деформации на каждой операции для повышения их надежности.

Пластическое деформирование материалов осуществляется различными методами в условиях сложного напряженного и деформированного состояний с различным характером нагружения. Условия деформирования и свойства материала накладывают свои особенности на характер разрушения и предельные возможности деформирования.

Значимое место среди операций листовой штамповки занимает раздача, предназначенная для увеличения диаметра краевой части трубной заготовки (Попов Е.А. Основы теории листовой штамповки. 2-е изд., перераб. и доп. Л.: Машиностроение, 1977. 278 с.). В отличие от формоизменения листовой заготовки при деформировании трубной заготовки появляются новые факторы, влияющие на процесс деформации (Бубнова Л.В., Малинин Н.Н. Напряжения и деформации при формоизменении тонкостенных труб // Изв. вузов. Машиностроение. 1965. № 10. С. 199–203). Для каждой из операций существуют свои допустимые значения деформаций. Для раздачи это разрушение заготовки в виде трещин на деформируемом торце или потеря устойчивости в виде образования поперечных складок (гофр) в недеформированной цилиндрической ее части.

Исследование напряженно-деформированного состояния формоизменяющих операций листовой штамповки основано на общей теории пластичности и ее раздела – теории обработки металлов давлением.

Выбор оптимальных технологических условий процесса получения деталей, где недеформированная цилиндрическая часть переходит в конический участок, затем через тороидальные выходит в цилиндрический участок большего диаметра (рис. 1), связан с оценкой напряженного состояния материала в пластическом состоянии вблизи деформируемой кромки элемента. Напряженно-деформированное состояние такой заготовки определяется уравнениями равновесия (Степанский Л.Г. Расчеты процессов обработки металлов давлением. М.: Машиностроение, 1979. 215 с.) в цилиндрических координатах, а для пластического состояния также и условиями пластичности [1].

Постановка задачи, основные соотношения и предположения. Рассматривается раздача трубной заготовки (см. рис. 1) при следующих предположениях.

Нагружение заготовки соответствует нагружению трубы внутренним p_a давлением, равномерно распределенным по поверхности цилиндра (рис. 2).

На первой стадии нагружения при небольшом внутреннем давлении ($p < p_0$) цилиндр находится в упругом состоянии. В связи с симметрией следует, что $\sigma_\varphi = \sigma_\theta$; $\varepsilon_\varphi = \varepsilon_\theta$; сдвиговые деформации и касательные напряжения равны нулю: $\varepsilon_{r\varphi} = \varepsilon_{\varphi\theta} = \varepsilon_{\theta r} = 0$; $\sigma_{r\varphi} = \sigma_{\varphi\theta} = \sigma_{\theta r} = 0$, что подобно нагружению пластины с круглым отверстием радиусом $r = a$ равномерно распреде-

* Работа выполнена в рамках Государственного контракта № П592 от 18.05.2010 "Механика пластического деформирования трубных заготовок и создание экономичных процессов получения кольцевых заготовок".

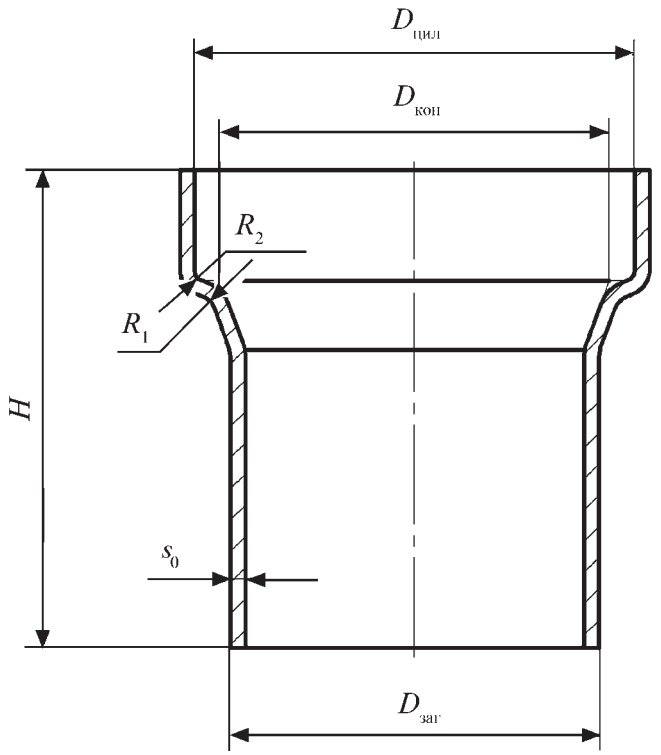


Рис. 1. Деталь с выходом в цилиндрическую часть, полученная из трубной заготовки

ленными по краю отверстия сжимающими радиальными напряжениями $(\sigma_r)_a$; при этом заготовка может быть разделена цилиндрической поверхностью $r = c$, соосной отверстию $r = a$ и касающейся контура пластины, на кольцевую область.

В кольцевой области возникают две зоны: зона пластической деформации $b \geq r \geq a$ вблизи отверстия и зона упругой деформации $c \geq r \geq b$. В кольцевой области $b \geq r \geq a$ пренебрежимо малы напряжения в направлении нормалей к поверхности заготовки $\sigma_z = \tau_{zr} = \tau_{z\varphi} = 0$; деформация осесимметрична, напряжения $\tau_{z\varphi}$ и окружная скорость V_φ равны нулю; радиальные σ_r и окружные σ_φ напряжения и радиальные V_r и осевые V_z скорости не зависят от координаты φ.

Деформация заготовки происходит в изотермических условиях.

Материал подчиняется условию пластичности с деформационным упрочнением.

Инерционные силы пренебрежимо малы.

Изменением объема деформируемого материала можно пренебречь.

Используем цилиндрическую систему координат r, φ, z с осью z в центре цилиндра.

При сделанных предположениях нормальные напряжения удовлетворяют:

– уравнению равновесия:

$$\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} + \frac{\sigma_r - \sigma_\varphi}{r} = 0; \qquad (1)$$

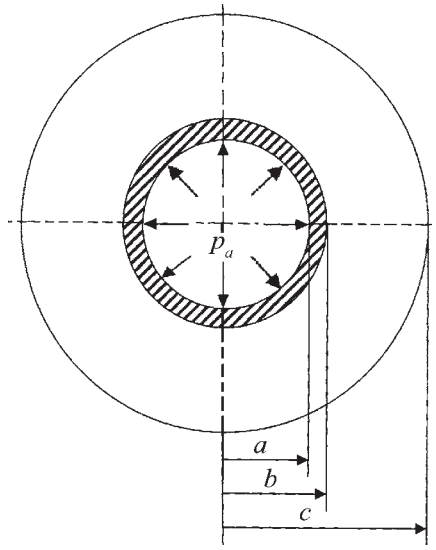


Рис. 2. Осесимметричная деформация трубы

– условию пластичности с учетом оценки, что $\sigma_1 - \sigma_3 = -\beta\sigma_s$:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_r - \sigma_\varphi = -\sigma_s = -(\sigma_{s\,0} + \Pi e_i^n), \qquad (2)$$

где напряжения σ_r являются сжимающими (отрицательными) и наименьшими главными нормальными напряжениями σ_1, напряжения σ_φ являются растягивающими (положительными) и наибольшими главными нормальными напряжениями σ_3; σ_s – напряжение текучести; e_i – интенсивность накопленных деформаций; Π, n – постоянные;

– статическим граничным условиям:

при $r = a$

$$\sigma_r = -p; \qquad (3)$$

при $r = c$ (на внешней границе области радиальные напряжения отсутствуют):

$$\sigma_r = 0. \qquad (4)$$

Оценим распределение напряжений и деформаций при раздаче трубной заготовки.

Расчет напряжений и деформаций в упругой зоне. При указанных допущениях напряженное состояние материала в упругой зоне определяется двумя независимыми напряжениями σ_r и σ_φ. Поверхность $r = c$ представляет собой поверхность статически допустимых разрывов напряжений σ_φ.

Под воздействием внутреннего давления радиальное перемещение равно U_r. Радиальная ε_r и окружная относительная ε_φ деформации в упругой зоне связаны с радиальным перемещением U_r следующими зависимостями:

$$\varepsilon_r = \partial U_r / \partial r; \qquad (5)$$

$$\varepsilon_\varphi = U_r / r. \qquad (6)$$

Для устранения статической неопределенности в упругой зоне:

– используем условие совместности деформаций:

$$\frac{\partial \varepsilon_\varphi}{\partial r} = \frac{1}{r}\frac{\partial U_r}{\partial r} - \frac{U_r}{r^2} = \frac{\varepsilon_r - \varepsilon_\varphi}{r}; \qquad (7)$$

– подставляем в условие совместности (7) соотношения обобщенного закона Гука:

$$\varepsilon_r = \frac{\sigma_r - \nu\sigma_\varphi}{E}; \ \varepsilon_\varphi = \frac{\sigma_\varphi - \nu\sigma_r}{E}, \qquad (8)$$

где E – модуль упругости; ν – коэффициент Пуассона. Это приводит к уравнению, связывающему напряжения σ_r и σ_φ:

$$\frac{\partial}{\partial r}(\sigma_\varphi - \nu\sigma_r) = \frac{1+\nu}{r}(\sigma_r - \sigma_\varphi). \qquad (9)$$

Подставляя в уравнение (9) выражение $(\sigma_r - \sigma_\varphi)$ из уравнения (1), получаем

$$\frac{\partial \sigma_\varphi}{\partial r} = -\frac{\partial \sigma_r}{\partial r}. \qquad (10)$$

Находим:

– уравнение для напряжения σ_r, дифференцируя уравнение (1) почленно по r и подставляя выражение (10):

$$r\frac{\partial^2 \sigma_r}{\partial r^2} + 3\frac{\partial \sigma_r}{\partial r} = 0; \qquad (11)$$

– общий вид зависимости для напряжения σ_s, интегрируя уравнение (11):

$$\sigma_r = B_1 - B_2/r^2, \qquad (12)$$

где B_1, B_2 – произвольные постоянные;

– общий вид зависимости для напряжения σ_φ из уравнения (1) после подстановки выражения (12):

$$\sigma_\varphi = B_1 + B_2/r^2; \qquad (13)$$

– постоянные B_1 и B_2, используя условие (4) на внешней границе, условие пластичности (2) на границе $r = b$ упругой и пластической зон и полагая интенсивность накопленных деформаций пренебрежимо малой ($e_i = 0$):

$$B_2 = 0{,}5b^2\sigma_{s0}; \ B_1 = B_2/c^2; \qquad (14)$$

– распределение напряжений σ_r и σ_φ в упругой зоне, обозначаемых соответственно $(\sigma_r)_у$ и $(\sigma_\varphi)_у$:

$$(\sigma_r)_у = -0{,}5\sigma_{s0}\frac{b^2}{r^2}\left(1 - \frac{r^2}{c^2}\right); \qquad (15)$$

$$(\sigma_\varphi)_у = 0{,}5\sigma_{s0}\frac{b^2}{r^2}\left(1 + \frac{r^2}{c^2}\right). \qquad (16)$$

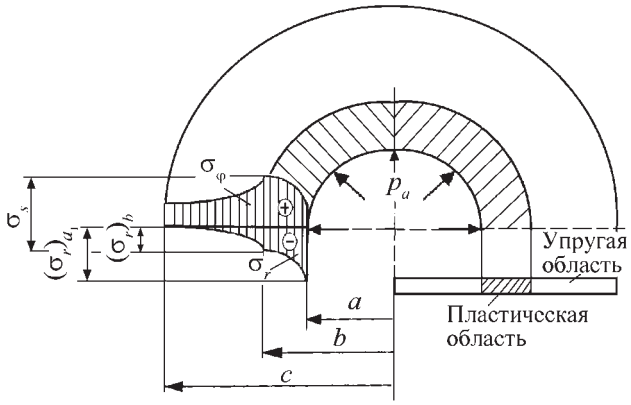


Рис. 3. Распределение напряжений в упругой зоне по толщине стенки трубы

Вид эпюр упругих напряжений показан на рис. 3.

Расчет напряжений в пластической зоне

Пренебрегаем при расчете напряжений изменением толщины стенки заготовки, полагая:

$$V_z = \dot{\varepsilon}_z = 0. \qquad (17)$$

Принимаем, что известна радиальная скорость V_{ra} перемещения внутренней кромки $r = a$ при увеличении радиуса отверстия до $r = a_1$:

$$V_r = V_{ra}. \qquad (18)$$

В цилиндрических координатах r, φ, z скорости линейных деформаций $\dot{\varepsilon}_r$, $\dot{\varepsilon}_\varphi$, $\dot{\varepsilon}_z$ и скорости сдвиговых деформаций γ_{rz}, $\gamma_{r\varphi}$, $\gamma_{z\varphi}$ связаны с радиальной V_r, осевой V_z и окружной V_φ скоростями зависимостями:

$$\dot{\varepsilon}_r = \frac{\partial V_r}{\partial r}; \ \dot{\varepsilon}_\varphi = \frac{V_r}{r} + \frac{1}{r}\frac{\partial V_\varphi}{\partial \varphi}; \ \dot{\varepsilon}_z = \frac{\partial V_z}{\partial z}; \qquad (19)$$

$$\dot{\gamma}_{rz} = \frac{\partial V_r}{\partial z} + \frac{\partial V_z}{\partial r}; \qquad (20)$$

$$\dot{\gamma}_{r\varphi} = r\frac{\partial}{\partial r}\left(\frac{V_\varphi}{r}\right) + \frac{1}{r}\frac{\partial V_r}{\partial \varphi}; \qquad (21)$$

$$\dot{\gamma}_{z\varphi} = \frac{1}{r}\frac{\partial V_z}{\partial \varphi} + \frac{\partial V_\varphi}{\partial z}. \qquad (22)$$

Находим:

– уравнение для радиальной скорости, используя условие постоянства объема $\dot{\varepsilon} = 0$ с учетом равенства (17) и зависимостей (19):

$$\frac{\partial V_r}{\partial r} + \frac{V_r}{r} = 0; \qquad (23)$$

– общий вид зависимости для V_r, интегрируя уравнение (23):

$$V_r = B_3/r, \tag{24}$$

где B_3 – произвольная постоянная, определяемая условием (18);

– распределение радиальных скоростей при граничном условии (18):

$$V_r = -V_{ra}a/r; \tag{25}$$

– скорости деформации по зависимостям (19)–(22):

$$\dot{\varepsilon}_r = -V_{ra}a/r^2 = -\dot{\varepsilon}_\varphi;\ \dot{\varepsilon}_z = 0; \tag{26}$$

$$\dot{\gamma}_{rz} = \dot{\gamma}_{r\varphi} = \dot{\gamma}_{z\varphi} = 0; \tag{27}$$

– интенсивность скоростей деформации по зависимости

$$\dot{\varepsilon}_i = \frac{\sqrt{2}}{2}\sqrt{(\dot{\varepsilon}_x - \dot{\varepsilon}_y)^2 + (\dot{\varepsilon}_y - \dot{\varepsilon}_z)^2 + (\dot{\varepsilon}_z - \dot{\varepsilon}_x)^2 + \frac{3}{2}(\dot{\gamma}_{xy}^2 + \dot{\gamma}_{yz}^2 + \dot{\gamma}_{zx}^2)},$$

заменяя компоненты скоростей деформации в координатах x, y, z на компоненты скоростей деформации в координатах r, φ, z:

$$\dot{\varepsilon}_i = \frac{2}{\sqrt{3}}V_{ra}\frac{a}{r^2}; \tag{28}$$

– интенсивность накопленных деформаций по зависимости $e_i = \int_0^t \dot{\varepsilon}_i\,dt$, вводя вместо переменной t переменную a равенством $\partial t = -\partial a/V_{ra}$ и меняя пределы интегрирования 0 на a и t на a_1:

$$e_i = (2/\sqrt{3})\int_{a_1}^{a}\frac{a\partial a}{r^2} = \frac{a^2 - a_1^2}{\sqrt{3}r^2}; \tag{29}$$

– уравнение для напряжения σ_r, учитывая в уравнении (1) условие пластичности (2) и равенство (29):

$$\frac{\partial\sigma_r}{\partial r} - \frac{\sigma_{s0}}{r} - \Pi\frac{(a^2 - a_1^2)^n}{(\sqrt{3})^n r^{1+2n}} = 0; \tag{30}$$

– общий вид зависимости для напряжений σ_r, интегрируя уравнение (30):

$$\sigma_r = B_4 - \sigma_{s0}\ln r - \Pi\frac{(a^2 - a_1^2)^n}{2n(\sqrt{3})^n r^{2n}} = 0, \tag{31}$$

где B_4 – произвольная постоянная;

– постоянную B_4, используя статическое условие допустимости разрывов напряжений на границе пластической и упругой зон, при $r = b$:

$$\sigma_r = (\sigma_r)_b, \tag{32}$$

где $(\sigma_r)_b$ – радиальное напряжение в упругой зоне при $r = b$, определяемое по выражению (15):

$$(\sigma_r)_b = -0{,}5\sigma_{s0}\left(1 - \frac{b^2}{c^2}\right); \tag{33}$$

– распределение напряжений σ_r в пластической области, обозначаемых:

$$(\sigma_r)_\Pi = -\left[0{,}5\sigma_{s0}\left(1 - \frac{b^2}{c^2}\right) + \sigma_{s0}\ln(b/r) + \Pi\frac{(a^2 - a_1^2)^n}{2n(\sqrt{3})^n}\left(\frac{1}{r^{2n}} - \frac{1}{b^{2n}}\right)\right]; \tag{34}$$

– распределение напряжений σ_φ в пластической области, обозначаемых $(\sigma_\varphi)_\Pi$, используя выражение (34) и условие пластичности (2):

$$(\sigma_\varphi)_\Pi = (\sigma_r)_\Pi + \sigma_{s0} + \Pi\frac{(a^2 - a_1^2)^n}{(\sqrt{3})^n r^{2n}}; \tag{35}$$

– максимальные радиальные напряжения по краю трубы $(\sigma_r)_{a_1}$, подставляя $r = a_1$ в выражение (33):

$$(\sigma_r)_{a_1} = -0{,}5\sigma_{s0}\left(1 - \frac{b^2}{c^2}\right) - \sigma_{s0}\ln(b/a_1) - \Pi\frac{(a^2 - a_1^2)^n}{2n(\sqrt{3})^n}\left(\frac{1}{a_1^{2n}} - \frac{1}{b^{2n}}\right). \tag{36}$$

Характер эпюр напряжений в пластической области пластины в соответствии с зависимостями (34) и (35) показан на рис. 4.

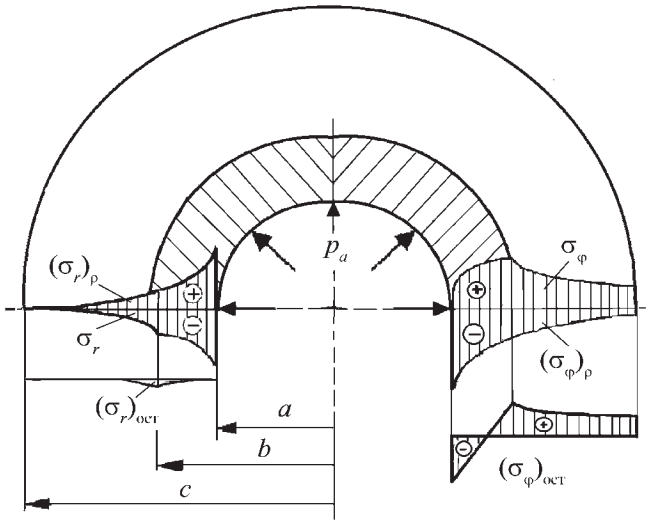


Рис. 4. Распределение напряжений по толщине стенки трубы и эпюры остаточных напряжений

Напряжение текучести материала σ_s на кромке отверстия определяется правой частью равенства (2) при интенсивности накопленных деформаций, оцениваемых выражением (29) для $r = a_1$. Во избежание чрезмерного утонения кромки радиальное напряжение $(\sigma_r)_{a_1}$ не должно достигать величины:

$$(\sigma_r)_{a_1} < \left|\sigma_{s\,0} + \Pi \frac{(a^2 - a_1^2)^n}{(\sqrt{3})^n\, a_1^{2n}}\right|. \qquad (37)$$

Условие (37) ограничивает размеры пластической области.

Оценка остаточных напряжений. Принимаем:

– остаточные напряжения в заготовке равны:

$$\left.\begin{aligned}(\sigma_r)_{\text{ост}} &= \sigma_r + (\sigma_r)_\rho \\ (\sigma_\varphi)_{\text{ост}} &= \sigma_\varphi + (\sigma_\varphi)_\rho\end{aligned}\right\}, \qquad (38)$$

где σ_r, σ_φ – напряжения в заготовке при ее нагружении, определяемые выражениями (15), (16), (2) и (35); $(\sigma_r)_\rho$, $(\sigma_\varphi)_\rho$ – разгружающие напряжения, равные радиальным и окружным напряжениям, которые возникают в тех же цилиндрических сечениях заготовки при упругом деформировании заготовки, нагруженной по краю отверстия равномерно распределенным давлением, равным $(\sigma_r)_{a_1}$;

– напряжения $(\sigma_r)_\rho$ и $(\sigma_\varphi)_\rho$ определяются зависимостями (12) и (13), если для отыскания постоянных B_1 и B_2 использовать граничные статические условия разгрузки:

$$\left.\begin{aligned}r = c \quad & \sigma_r = 0; \\ r = a_1 \quad & \sigma_r = -(\sigma_r)_{a_1}.\end{aligned}\right\} \qquad (39)$$

В результате

$$(\sigma_r)_\rho = -(\sigma_r)_{a_1} \frac{c^2/r^2 - 1}{c^2/a^2 - 1}; \qquad (40)$$

$$(\sigma_\varphi)_\rho = (\sigma_r)_{a_1} \frac{c^2/r^2 + 1}{c^2/a^2 - 1}. \qquad (41)$$

Распределение деформирующих, разгружающих и остаточных напряжений в кольцевой области пластины из неупрочняющегося материала при П = 0 показано на рис. 4.

Оценка толщины заготовки в пластической зоне. Предельное состояние трубы наступает в случае, когда пластическая зона распространяется на всю толщину стенки трубы.

Тогда при любом значении радиуса $c \geq r \geq a$ выполняется условие идеальной пластичности

$$\sigma_r - \sigma_\varphi = -2\tau_s. \qquad (42)$$

Предельное давление в этом случае определяется из совместного решения уравнения равновесия (1) и уравнения (42). В этом случае

$$(\sigma_r)_{a_1} = -2\sigma_s \ln\frac{c}{a_1}. \qquad (43)$$

Используя зависимость (36) для оценки радиальных напряжений в пластической области, уравнения (37) и (43), пренебрегая в первом приближении упрочнением материала и полагая

$$r = a \quad s = c - a_1, \qquad (44)$$

где $s_0 = c - a$ – начальная толщина стенки заготовки (см. рис. 1), получаем распределение толщины стенки заготовки в пластической зоне:

$$s = s_0\,(a/c)^2 \left[1 - \frac{\ln(c/a)}{2 - (\sigma_r)_a/\sigma_s}\right]^3. \qquad (45)$$

Пример расчета. Оценить предельную толщину s холоднодеформированной трубной заготовки (см. рис. 1) из конструкционной стали 20 в отожженном состоянии во избежание чрезмерного утонения деформируемого торца при следующих условиях:

– диаметр заготовки $D_{1\,\text{заг}} = 50$ мм; $D_{2\,\text{заг}} = 300$ мм;

– начальная толщина заготовки $s_{01} = 2$ мм; $s_{02} = 6$ мм;

– размеры кольцевой области $a = 23$ мм; $c = 25$ мм;

– предел текучести для стали 20 по ГОСТ 4041–71 $\sigma_т = 245$ МПа, примем $\sigma_т = \sigma_s$.

Подставляя соответствующие величины в зависимости (36) и (45), получаем:

$$s_1 = 1{,}48 \text{ мм};$$

$$s_2 = 5{,}58 \text{ мм}.$$

Выводы

1. Предложенный метод расчета напряженно-деформированного состояния трубной заготовки позволил оценить распределение напряжений и деформаций при раздаче трубной заготовки.

2. Разработано условие, ограничивающее размеры пластической области. Во избежание чрезмерного утонения радиальное напряжение не должно достигать предела текучести.

3. Произведена оценка остаточных напряжений, на основе которой построены зависимости распределения деформирующих, разгружающих и остаточных напряжений.

4. Получена зависимость, позволяющая оценить предельную толщину трубной заготовки во избежание ее чрезмерного утонения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пилипенко О.В., Феофанова А.Е., Жарков А.А.** Образование складок при раздаче трубной заготовки из анизотропного материала // Известия ТулГУ. Сер. Механика деформируемого твердого тела и обработка металлов давлением. 2006. Вып. 2. С. 140–145.

Анна Евгеньевна Феофанова, д-р техн. наук,
feofanova426@mail.ru

УДК 621.892.092:621.77

И.В. Петрухин, В.А. Фомин, В.М. Панченко
(ФГУП "НИИ полимеров им. академика В.А. Каргина", г. Дзержинск)

Водорастворимые смазки марки "СИНЭРС" для холодной обработки металлов давлением

Статья посвящена усовершенствованию технологии обработки металлов давлением путем применения водорастворимых технологических смазок, позволяющих минимизировать отделочные операции. Разработаны составы, технология получения и марочный ассортимент водорастворимых смазок. Изучены основные физико-механические характеристики смазок, определены области их использования в промышленности.

The article is devoted to the improvement of cold metal working technology using water-soluble technological lubricants which allow to minimize finishing operations. Compositions, production process and range of grades of water-soluble lubricants are developed. The main physical and mechanical characteristics of lubricants are studied. The fields of their usage in industry are specified.

Ключевые слова: водорастворимые смазки; качество поверхности; замена смазок с минеральными маслами; экологическая безопасность смазок.

Keywords: water-soluble lubricants; surface quantity; replacement of lubricants with mineral oils; environmental safety of lubricants.

Процессы холодной обработки металлов давлением получили широкое распространение в машиностроении и металлообрабатывающей промышленности. Технологические смазки для снижения трения, износа и повышения качества поверхности формуемых деталей являются необходимым и важным элементом технологического процесса получения изделий.

Основной ассортимент технологических смазок готовят на нефтяных маслах, что приводит к необходимости очистки отформованных изделий перед нанесением гальванических, антикоррозионных, лакокрасочных и полимерных покрытий. Остатки углеводородных масел и смазок на деталях зажиривают поверхность металла, существенно снижая адгезионно-прочностные характеристики формируемых покрытий, создавая предпосылки к отслаиванию и развитию коррозии.

Общим способом очистки деталей от остатков смазок является протирка, часто с органическим растворителем, обезжиривание поверхности щелочным составом или раствором технического моющего средства, промывка горячей водой, промывка холодной водой и пассивация.

Очистку деталей из черных и цветных металлов перед их грунтовкой, окраской или консервацией проводят в моечно-сушильных установках, ваннах с барботажем при температурах 60...90 °С, а также ручной протиркой ветошью, смоченной растворителем. После пассивации деталь сушат обдувкой сжатым воздухом.

Таким образом, стадия очистки отформованных деталей является комплексом энерго- и материалоемких операций, существенно влияющим на себестоимость изделий и вредным для окружающей среды с экологической точки зрения.

При этом состав и свойства применяемой технологической смазки непосредственно определяют структуру, длительность и затратность цикла очистки: протирка, обезжиривание, промывка, пассивация.

Предлагаемый подход в совершенствовании технологического процесса состоит в применении для обработки металлов давлением *водорастворимых (водосмешиваемых) технологических смазок* (ВТС), позволяющих свести цикл очистки изделия к одной операции – водной промывке.

Достигаемая при этом степень очистки поверхности металла соответствует баллу X по десятибалльной шкале качества очистки поверхности. В рамках данной концепции полное снятие проблемы зажиренности поверхности металла обеспечивает лучшую адгезию покрытий, устраняет отлипы, коробление и отслаивание красок.

Водорастворимые смазки марки "СИНЭРС" представляют собой синтетические смазочные материалы, являющиеся продуктами термомеханического загущения полигликолевых базовых масел гидрофильными загустителями. Кроме того, они могут содержать модифицирующие добавки (присадки): наполнители, регуляторы вязкости, термостабилизаторы, дезактиваторы тяжелых металлов, антипенные, антикоррозионные и антизадирные агенты. В зависимости от типа, концентрации и способа введения загустителя в базовое масло они имеют жидкую, полужидкую или пластичную консистенцию при общем содержании загустителя 10 до 30 % мас.

Свойства и физико-химические характеристики водорастворимых технологических смазок марки "СИНЭРС"

Наименование	Класс смазки	Внешний вид	Растворимость в воде, % мас.	Плотность, кг/м^3	Кажущаяся вязкость по Брукфильду при 23 °С А/7/50, Па·с (ГОСТ 25271–93)	Температура вспышки в открытом тигле, °С
СИНЭРС-В	Синтетическая эфирная мыльная	Гладкая мазь от белого до желтого цвета	11...22	1100...1112	10...40	245
СИНЭРС-ВМ		Полужидкий вязкотекучий продукт	12...25	1100...1112	4...20	245
СИНЭРС-СВГ	Синтетическая немыльная, на комплексном минеральном загустителе	Вязкая жидкость желто-коричневого цвета	Смешивается в любых соотношениях	1170...1200	2...6	225
СИНЭРС-МФ	Наполненная синтетическая эфирная мыльная	Пластичная мазь от белого до желтого цвета	25...30	1146...1177	20...80	245

Реологические (объемно-механические) свойства смазок определяются природой и вязкостью базового масла, типом и содержанием загустителя, наличием, концентрацией и взаимным влиянием модифицирующих добавок. В диапазоне эффективной вязкости 1...5 Па·с смазки являются жидкотекучими продуктами, смазки с вязкостью 10...80 Па·с – пластичными телами, а при более высоких вязкостях – труднотекучими пастами. Предел прочности на сдвиг при 20 °С составляет 100...600 Па в зависимости от концентрации загустителя. Плотность смазок марки "СИНЭРС" находится в интервале 1100...1250 кг/м^3 (20 °С).

Основные свойства разработанных водорастворимых смазок марки "СИНЭРС" приведены в таблице.

Температурный диапазон применения ВТС составляет 10...200 °С, кратковременно до 300 °С. Ввиду малого времени формования, высокой удельной поверхности теплоотвода и производительности, не превышающей 5...10 изделий в минуту, при листовой штамповке смазка не нагревается выше 40...50 °С, что и подтверждается в реальных условиях производства. При температурах выше 300...360 °С смазки интенсивно испаряются, выгорают при доступе воздуха, не оставляя коксового остатка или трудноудаляемых пригаров.

Оптимальный температурный интервал для нанесения ВТС на заготовки составляет 15...30 °С (ручное нанесение оператором).

Смазки марки "СИНЭРС" обладают тиксотропией – обратимым изменением вязкостно-прочностных свойств при механическом воздействии (встряхивание, перемешивание, вибрация). Тиксотропия смазок проявляется как понижение их вязкости при течении и ее восстановление после прекращения течения (снятия механической нагрузки). Это свойство позволяет перекачивать высоковязкие пластичные смазки с помощью шестеренных, винтовых насосов, когда смазка разжижается проходя проточную часть насоса, а также обеспечивать необходимую плотность нанесения смазок на заготовки (в том числе на наклонных и вертикальных поверхностях).

Важным реологическим критерием пластичных смазок является их вязкостно-динамическая характеристика как некая кривая зависимости эффективной вязкости ВТС от скорости деформации (рисунок).

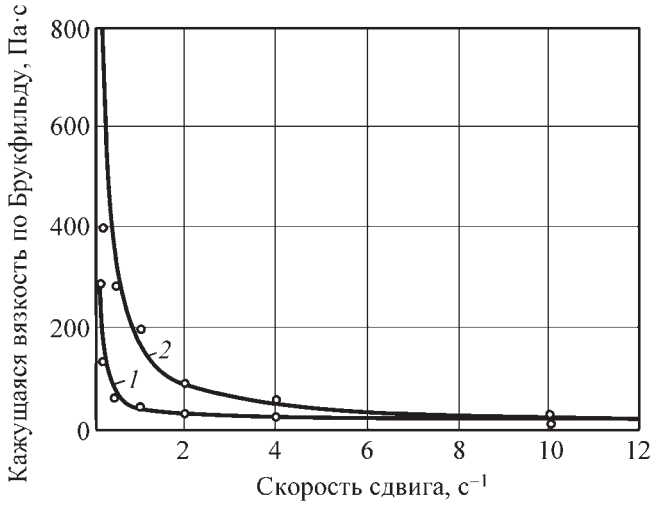
Знание этой экспериментальной зависимости полезно для прогнозирования поведения смазочных материалов в зоне деформации и расчета условий транспортирования смазок в различных технологических процессах (прокатка, волочение, штамповка, калибровка).

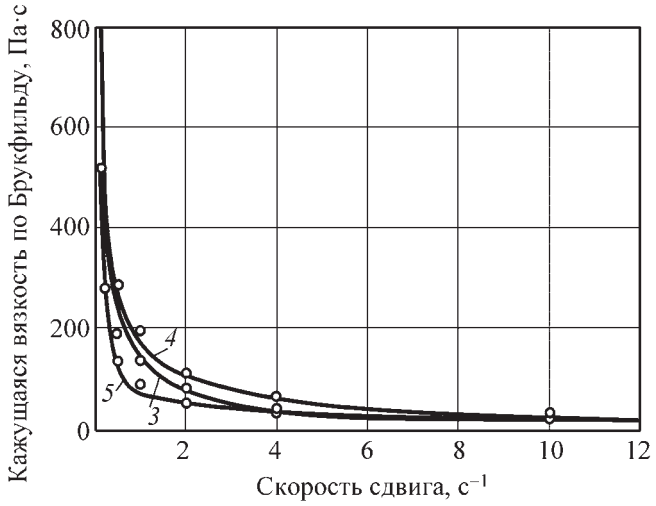
В процессе длительного хранения (3...4 мес) эффективная вязкость ВТС может повышаться в 1,5–2 раза по сравнению с нормативными показателями, но она легко снижается до приемлемого уровня путем простого механического перемешивания (шпатель, рамная мешалка).

Явление повышения эффективной вязкости в процессе хранения характерно для всех пластичных смазок, а не только ВТС, и связано с их тиксотропией – обратимым изменением структуры и механических свойств материала. Тиксотропия ВТС учтена при разработке методов их испытаний и отражена в нормативно-технической документации на смазки. Наличие тиксотропии не снижает смазочную эффективность композиции и гарантийный срок ее хранения.

Смазки подвергают испытанию по ускоренному методу определения коррозионного воздействия на металлы (ГОСТ 9.080–77) на пластинах из меди, стали, алюминия.

Наполненные ВТС типа "СИНЭРС-МФ" обеспечивают межоперационную защиту от коррозии отформованных деталей из углеродистых сталей в течение 3 мес.





Зависимости эффективной вязкости модельных полигликолевых смазок марки "СИНЭРС" от скорости деформации при различном содержании мыльного загустителя, % мас.:
1 – 10; *2* – 12; *3* – 16; *4* – 18; *5* – "УНИОЛ-2М"

Смазки наносятся на поверхность заготовок различными способами: тампоном, кистью, валиком, с использованием централизованных систем подачи (станции автоматической подачи смазки). Для жидких смазок возможно распылительное нанесение на заготовки.

Нормы расхода ВТС при ручном способе нанесения (кистью) на поверхность заготовки для холоднолистовой штамповки составляют 50...100 г/м^2.

Благодаря составу, основанному на синтетических водорастворимых полимерах, и отсутствию в композициях минеральных масел, ВТС не зажиривают металлы в процессе формования, позволяя получать чистую поверхность изделий простой промывкой горячей водой. Остатки смазок с отформованной поверхности удаляются промывкой водопроводной водой (лучше мягкой) с температурой 65...75 °С в течение 3...5 минут (погружной режим).

Промывные воды непахучи, нетоксичны, биоразлагаемы и при соответствующем разбавлении могут быть сброшены в канализацию. Растворы отработанных ВТС пригодны в качестве основы водных закалочных сред, противогололедных составов, моюще-диспергирующих, пылеподавляющих и антистатических агентов.

Вследствие исключения из цикла очистки изделий органических растворителей, щелочей и технических моющих средств достигается минимизация затрат на отделочные операции, значительная экономия энерго-материальных и трудовых ресурсов в условиях массового производства.

Водные растворы смазок марки "СИНЭРС" с концентрацией 5...20 % можно применять в качестве смазочно-охлаждающих технологических средств при прокатке и обработке металлов резанием.

В ФГУП "НИИ полимеров им. академика В.А. Каргина" (г. Дзержинск) созданы и эксплуатируются опытно-промышленные установки получения водорастворимых технологических смазок многоцелевого назначения. Разработанная гибкая модульная технологическая схема позволяет получать жидкие, полужидкие и пластичные ВТС с эффективной вязкостью 1...100 Па·с с учетом конкретных требований заказчиков.

Вязкостно-прочностные и жидко-текучие свойства ВТС в определенных пределах могут регулироваться потребителями на производственных участках путем контролируемого разбавления товарных продуктов водой в условиях интенсивного перемешивания.

Для оценки эффективности ВТС марки "СИНЭРС" относительно традиционных смазочных материалов проводили опытно-промышленные испытания данных смазок при изготовлении деталей из высоколегированных хромоникелевых сталей методом глубокой холодной вытяжки.

Сравнительную эффективность ВТС определяли замером сил вытяжки и съема детали с пуансона, которые регистрировались по давлению в гидравлической системе при рабочем и обратном ходе ползуна пресса.

Результаты испытаний показали, что ВТС марки "СИНЭРС" снижают рабочую силу и силу съема при формовании деталей типа "стакан" на 20...25 % по сравнению с использованием коллоидно-графитовых препаратов марок ПСВ и В1. При этом внутренняя и наружная поверхность деталей получалась гладкой, без задиров и царапин.

По сравнению с широко применяемыми индустриальными маслами, масляно-графитовой смазкой и т.п. продуктами, использование смазок марки "СИНЭРС" в процессах холодной обработки металлов давлением позволяет:

• уменьшить шероховатость поверхности изделий;

• получить более качественные детали при вытяжке на предельных коэффициентах вытяжки (избе-

жать появления дефектов в виде разрывов или отрыва дна);

- повысить ресурс оснастки на 20...25 %;
- снизить до 50 % трудозатраты на межоперационную полировку матриц;
- снизить на 20...25 % норму расхода смазки на единицу поверхности, относительно смазок на нефтяных маслах.

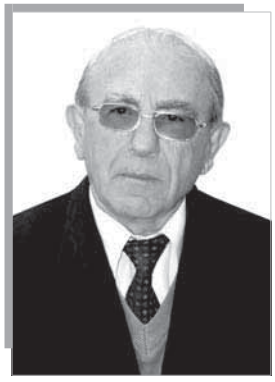
В настоящее время ВТС марки "СИНЭРС" применяют в автомобильной промышленности и транспортном машиностроении для формования кузовных деталей из углеродистых сталей марок 08Ю, 08пс, 08кп, 08ГСЮТ, 09Г2С, 10, 20 из листовых заготовок толщиной 0,8...5,0 мм.

В авиационной промышленности смазки используют для штамповки и вытяжки разнообразных деталей из сталей 10М, 30ХГСА, коррозионно-стойкой стали 12Х18Н10ТМ, алюминиевых сплавов АМц, АМг, Д16, Д19, АД1, В95, титановых сплавов ВТ1-0 , ОТ4 с толщиной заготовок 0,3...2,0 мм, а также при механической обработке деталей: нарезание резьбы, развертывание отверстий, калибровка проволоки, навивка втулок.

В процессе штамповки деталей смазки марки "СИНЭРС" уменьшают силу прессования, снижают износ штамповой оснастки, улучшают качество готовых деталей, не дают пригара во время термообработки.

Водорастворимые технологические смазки находят применение на предприятиях медицинской, электротехнической промышленности, приборостроения, специального машиностроения, в процессах волочения, штамповки, прессования, калибровки деталей из углеродистых, коррозионно-стойких сталей, алюминиевых сплавов, меди М3, латуней ЛС-59, Л63. Имеется положительный опыт использования ВТС при производстве пожаротехнического, вентиляционного и теплообменного оборудования.

Игорь Васильевич Петрухин, ст. науч. сотрудник,
niip@kis.ru;
Валерий Анатольевич Фомин, д-р хим. наук;
Валерий Михайлович Панченко,
начальник отдела сополимеризации цеха ПВХ



Поздравляем!

Эрнеста Агаджановича Назаряна

д-ра техн. наук, профессора

с 70-летием

Эрнест Агаджанович родился 1 августа 1941 г. в области Гардман Северного Арцаха (Нагорно-Карабахская республика). В 1966 г. окончил механико-машиностроительный факультет Ереванского политехнического института по специальности "Машины и технология обработки металлов давлением".

В 1971 г. поступил в аспирантуру МВТУ им. Н.Э. Баумана и в 1974 г. защитил кандидатскую диссертацию.

С 1967 по 1990 г. работал в оборонных отраслях промышленности (приборостроение, электронная промышленность), пройдя путь от инженера до главного конструктора по специальному машиностроению МЭП СССР. В этот период им были разработаны и внедрены ресурсосберегающие технологические процессы в производстве изделий электронной техники. В частности, впервые была решена проблема питания роторных машин взамен штучных заготовок непрерывным прокатом.

С 1988 по 1995 г. – директор Межвузовского центра рентгеновских исследований по Всесоюзной программе "Рентген".

В 1995 г. защитил докторскую диссертацию по теме "Теоретические и технологические основы деформационной обработки корпусных деталей из сплавов цветных металлов".

Э.А. Назарян – действительный член Академии проблем качества РФ, член редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении", член ученого совета Государственного инженерного университета Армении, член экспертного совета "Госкомитета по науке Республики Армения" по армяно-белорусскому техническому, научно-техническому сотрудничеству, президент академии проблем качества Республики Армения.

Им опубликовано более 90 научных работ, 15 авторских свидетельств на изобретения и патентов.

Э.А. Назарян разработал новый аналитический метод исследования формоизменяющих операций листовой штамповки, позволяющий раскрыть ранее неизвестные аспекты механики формоизменения при двухосноодноименном и двухосноразноименном напряженных состояниях.

В настоящее время работает на факультете физики Ереванского государственного университета и занимается проблемами формообразования неосесимметричных тонкостенных оболочек из жаропрочных и тугоплавких металлов.

Коллектив редакции и редакционный совет журнала поздравляют
Эрнеста Агаджановича с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, благополучия и успехов в профессиональной деятельности.

УДК 621.762.4.04

М.В. Дзудза *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*

Экспериментальные исследования технологических свойств наполнителей металлургической порошковой проволоки

Приведены экспериментальные данные, полученные в результате исследования технологических свойств наполнителей металлургической порошковой проволоки. Представлены результаты испытаний по определению насыпной и относительной насыпной плотности, текучести и уплотняемости порошков СК30, ФС75, ФТи70 и С.

The experimental data obtained from study of technological properties of metallurgical cored wire fillers are presented. The results of tests to determine the relative bulk and bulk density, fluidity and compressibility of powders CaSi30, FeSi75, FeTi70 and C are submitted.

Ключевые слова: металлургическая порошковая проволока; наполнитель; насыпная плотность; относительная плотность; текучесть; уплотняемость.

Keywords: metallurgical cored wire; filler; bulk density; relative density; fluidity; compressibility.

Свойства готового изделия металлургии формируются на всем протяжении технологического процесса его производства. На каждой стадии, начиная от выплавки металла и его прокатки, наследуются погрешности, которые накапливаются и могут проявиться при эксплуатации изделия [1]. В металлургии данную проблему решают, применяя различные методы прецизионной обработки жидкого металла, одним из которых является обработка металла порошковой проволокой.

Порошковая проволока представляет собой круглую металлическую оболочку (диаметр 8...18 мм) с уплотненным порошковым наполнителем внутри. В зависимости от назначения операции: раскисление, легирование, микролегирование, дегазация, десульфурация или модифицирование, используются различные виды наполнителей.

Цель исследования – изучение технологических свойств различных наполнителей с помощью существующих методов, применяемых в порошковой металлургии.

К технологическим свойствам наполнителя относятся насыпная и относительная плотность, текучесть и уплотняемость. Каждый из этих параметров обусловливает качество порошковой проволоки и влияет на процесс ее производства.

Для определения технологических свойств порошковых наполнителей проведена серия экспериментов на порошках силикокальция СК30 (Китай), ферросилиция ФС75 (Новокузнецк, Россия), ферротитана ФТи70 (Челябинск, Россия) и графита С (Вязьма, Россия).

Опытным путем установлено, что максимальная фракция частиц порошка, который может быть закатан в металлическую оболочку, не должна превышать 2,5 мм для проволоки диаметром 13...15 мм и 2 мм для проволоки диаметром 10 мм [2].

При подготовке порошков СК30, ФС75 и ФТи70 для производства порошковой проволоки использовали следующий механизм помола: щековая дробилка – щеково-валковая дробилка – конусная дробилка – рассев на сите.

Порошки СК30, ФС75, ФТи70 предварительно просеивались через сито с размером ячеек 1,6 мм. Порошок графита был в состоянии поставки уже измельченным.

Насыпную плотность определяли по ГОСТ 19440–94 на волюмометре Скотта (рис. 1). Сущность метода заключается в измерении массы определенного количества порошка, который в свободно насыпанном состоянии полностью заполняет мерный стакан *1*. Свободная насыпка обеспечивается путем последовательного прохождения порошка сквозь воронку *2* через систему наклонных пластин *3*.

Отношение массы m, г, к объему мерного стакана V, см^3, представляет собой насыпную плотность

$$\rho_н = m/V.$$

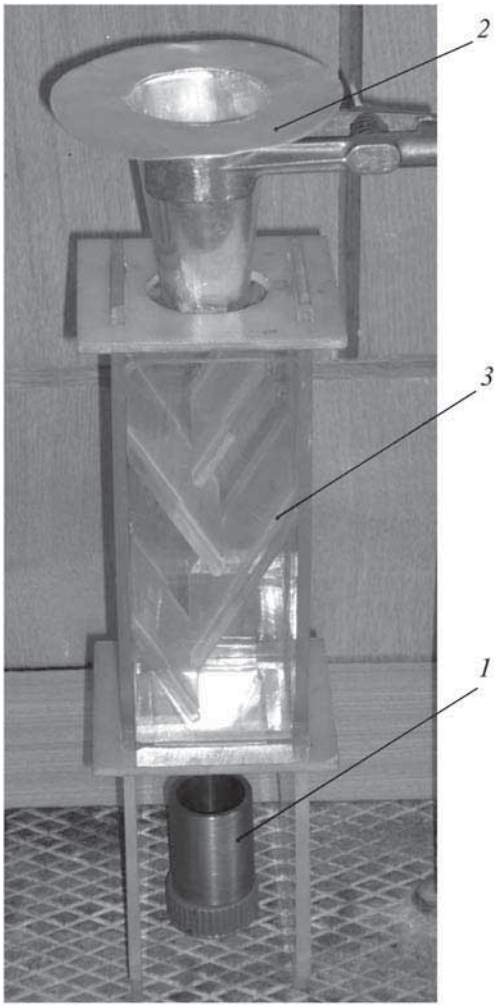


Рис. 1. Установка для определения насыпной плотности порошка (волюмометр Скотта)

Относительную насыпную плотность γ вычисляли по формуле

$$\gamma = \frac{\rho_н}{\rho_м},$$

где $\rho_м$ – плотность материала порошка в беспористом (монолитном) состоянии, г/см^3.

Результаты экспериментов приведены в таблице.

Насыпная и относительная насыпная плотность исследуемых порошков

Марка порошка	ГОСТ	Насыпная плотность, г/см^3	Относительная насыпная плотность
СК30	4762–71	1,27...1,32	0,52
ФС75	1415–93	1,49...1,54	0,43
ФТи70	4761–91	2,18...2,24	0,36
С	5420–74	0,69...0,76	0,33

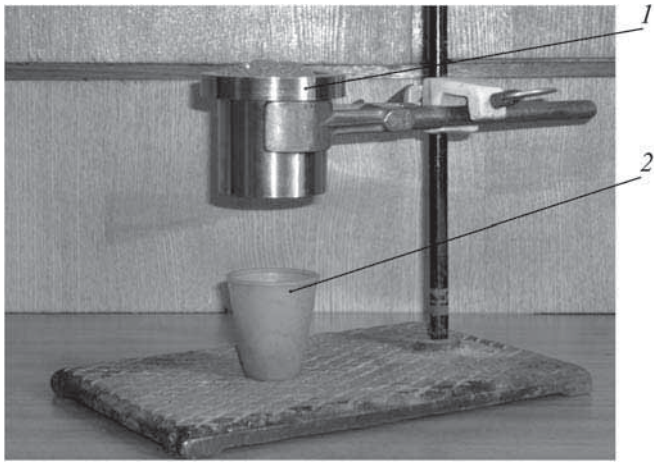


Рис. 2. Калиброванная воронка для определения текучести порошка (прибор Холла)

Скорость работы линии для производства порошковой проволоки обусловливается производительностью питателя, который зависит от текучести порошка.

Текучесть порошков определяли по ГОСТ 20899–98 на приборе Холла (рис. 2). Суть метода заключается в измерении времени, необходимого для истечения 50 г порошка через отверстие калиброванной воронки *1* стандартизированных размеров в емкость *2*.

Произведение фактического времени истечения порции порошка через воронку *C*, с, на поправочный коэффициент воронки *f* представляет собой текучесть порошка:

$$T_п = Cf.$$

Установлено, что ни один из испытываемых порошков через калиброванное отверстие диаметром 2,5 мм не течет. Предварительная сушка порошков и применение воронки калибра 5 мм также не дали результатов. Плохая текучесть порошков, по мнению авторов статьи, объясняется формой частиц.

Испытания порошков по определению уплотняемости проводили согласно ГОСТ 25280–89 (ИСО 3927–77). Метод заключается в определении плотности прессовок *3*, изготовленных при заданных давлениях двухстороннего прессования в цилиндрической пресс-форме, состоящей из двух пуансонов *1* и матрицы *2* (рис. 3).

Плотность прессовки ρ, г/см^3, определяется отношением ее массы *m*, г, на объем *V*, см^3:

$$\rho = m/V.$$

Прессование осуществляли на испытательной машине ИР 5143-200 при давлениях 64, 191, 382 и 573 МПа. Для уменьшения влияния бокового трения

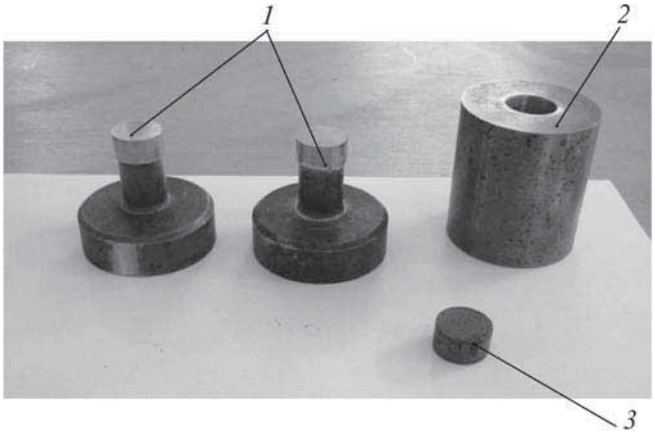


Рис. 3. Пресс-форма для определения уплотняемости порошка и полученная прессовка

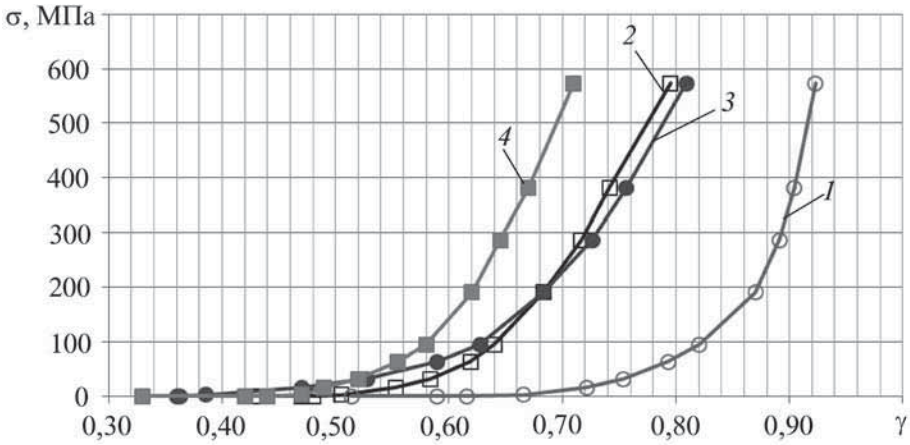


Рис. 4. График уплотняемости исследуемых порошков:
1 – СК30; *2* – ФС75; *3* – ФТи70; *4* – С

на контактную поверхность пресс-формы наносили смазку (стеарат цинка).

На рис. 4 приведены полученные значения уплотняемости порошков силикокальция СК30, ферросилиция ФС75, ферротитана ФТи70 и графита С.

Для определения качества полученных порошковых прессовок проводили испытания на их разрушение при падении с высоты 1,5 м на твердое основание. Так, прессовка из порошка СК30, полученная при давлении 64 МПа, не разрушалась при падении, а прессовки из графита, полученные при давлениях 64...573 МПа, рассыпались еще при выпрессовывании из матрицы.

Из рис. 4 видно, что активная уплотняемость порошков происходит в диапазоне давлений 0...200 МПа, при этом конечная плотность различна.

Анализируя данные, полученные при исследовании технологических свойств порошков, можно сделать следующие выводы:

1. Все исследуемые порошки обладают плохой текучестью, поэтому в линиях для производства порошковой проволоки необходимо использовать питатели с принудительной подачей.

2. Так как уплотнение порошка зависит от его химического состава, формы фракции, влажности и начальной плотности, а обжатие порошковой проволоки для различных видов наполнителей происходит в одних и тех же калибрах, целесообразно применять предварительное уплотнение.

3. Так как для достижения одинаковой относительной плотности разных наполнителей требуются различные силы, при проектировании технологических режимов обжатия проволоки необходимо учитывать прочностные и пластические свойства оболочки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Технологическая** наследственность в машиностроительном производстве / А.М. Дальский, Б.М. Базров, А.С. Васильев, А.М. Дмитриев, А.Г. Колесников, А.И. Кондаков, Ю.А. Шачнев; под ред. А.М. Дальского. М.: Изд-во МАИ, 2000. 364 с.

2. **Прецизионная** обработка металлургических расплавов / Д.А. Дюдкин, В.В. Киселенко, И.А. Павлюченков, В.Ю. Болотов. М.: Теплотехник, 2007. 424 с.

Максим Вадимович Дзудза, аспирант,
dzudza@mail.ru

УДК 621.89:669.018.715

И.Е. Калашников *(Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН)*

Исследование структуры и свойств алюмоматричных композиционных материалов, модифицированных наноразмерными частицами*

Приведены результаты разработки композиционных материалов (КМ) на базе алюминиевых матриц с интерметаллидным упрочнением, модифицированных тугоплавкими наноразмерными частицами, полученными плазмохимическим синтезом. Сделаны заключения о влиянии наноразмерных наполнителей и режимов изготовления на структуру и свойства КМ.

The results of working out of composite materials (CM) based on aluminium matrixes with intermetallic hardening modified refractory nanosize particles obtained by plasma-chemical synthesis are given. The conclusions about influence of nanosize particles and manufacturing modes on structure and properties of CM are made.

Ключевые слова: композиционные материалы; алюминиевые сплавы; интерметаллидные фазы; эвтектика; наноразмерные частицы; износостойкость; коэффициент трения.

Keywords: composite materials; aluminium alloys; intermetallic phases; eutectic; nanosize particles; wear resistance; coefficient of friction.

Развитие современной техники требует качественного улучшения технических характеристик машин и механизмов, которое может быть обеспечено только при условии создания и комплексного применения принципиально новых конструкционных материалов.

Условия эксплуатации выдвигают крайне жесткие требования к новым материалам, главными из которых являются обеспечение максимальной прочности и жесткости конструкций при минимальных весовых характеристиках, максимальной ударной вязкости в широком диапазоне температур, высоких износостойкости и несущей способности, необходимых трибологических свойств, высокой усталостной прочности, надежности и длительного ресурса при воздействии значительных нагрузок и термоциклирования.

Важное значение на современном этапе приобретает повышение конкурентных преимуществ изделий при внедрении новых материалов в результате замены традиционных материалов на основе дорогостоящих цветных металлов (Cu, Sn и др.). Этим требованиям удовлетворяют металломатричные дисперсно-наполненные *композиционные материалы* (КМ), целенаправленное регулирование состава и совершенствование методов изготовления которых позволяет выйти на принципиально новый уровень эксплуатационных свойств и низкой себестоимости.

Направления совершенствования свойств КМ. Существует значительный резерв в дальнейшем совершенствовании свойств дисперсно-наполненных КМ благодаря развитию нанотехнологий и реализации принципов трансформационного упрочнения, особенно эффективных для гетерофазных систем, к которым относятся КМ:

- разработка методов введения в металлическую матрицу армирующих компонентов различной природы, объемного содержания и размера, в том числе механоактивированных, модифицирующих нанофаз;
- создание гибридных КМ вследствие полиармирования, функционального армирования, изготовления наноструктурированных покрытий;
- регулирование состава матричных сплавов;
- применение сверхбыстрой закалки для получения аморфного состояния и формирования субмикрокристаллических структур при последующих термообработках;
- применение методов термомеханической обработки.

Эффективным способом повышения служебных свойств КМ может стать осуществление синтеза армирующих компонентов непосредственно в процессах изготовления КМ. Такое упрочнение КМ является результатом химических реакций между матрицей и до-

* Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 10-08-90017-Бел-а и № 11-08-00258-а.

бавками реакционно-активных металлов или химических соединений, обеспечивающих образование in-situ (по месту) тугоплавких высокопрочных оксидных, нитридных, карбидных или интерметаллидных армирующих фаз.

Для реализации этого способа наиболее предпочтительными представляются литейные технологии изготовления КМ, так как в жидкофазных процессах химические реакции in-situ формируют в матрице равновесные армирующие фазы, термодинамически стабильные, не имеющие загрязнений на поверхности, с лучшими межфазными свойствами (смачиваемостью).

Процесс синтеза новых фаз в случае жидкофазного совмещения матричных сплавов с реакционно-активными добавками получил название "реакционного литья". В присутствии фаз, образованных in-situ, и/или дополнительно вводимых в матрицу наноразмерных тугоплавких модификаторов, могут быть обнаружены принципиально новые эффекты объемного наноструктурирования КМ. Контролируя параметры процесса, вид, объемную долю и порядок введения тугоплавких наномодификаторов, можно влиять на размеры новых синтезированных фаз, структуру матрицы, качество связи по поверхностям раздела наполнитель/матрица и таким образом на физико-механические свойства КМ.

Особенности кристаллизации в присутствии наноразмерных тугоплавких фаз. Формирование микроструктуры в литых КМ в значительной степени определяется первичными процессами зарождения в расплаве твердых фаз, которые в общих чертах описываются классической теорией нуклеации [1–3].

На практике кристаллизация почти всегда реализуется гетерогенно, поскольку в реальном расплаве присутствует неконтролируемое количество твердых частиц примесей. В определенных случаях такие центры образования новой фазы вводят преднамеренно.

В классической теории гетерогенной нуклеации [4–6] процесс зарождения частиц новой фазы происходит на поверхности частиц примесей, которые уменьшают величину энергетического барьера. Когда кристаллит образуется на частице модификатора, то часть межфазной границы кристаллит–жидкость заменяется границей кристаллит–нуклеант, что уменьшает его свободную энергию, и создается возможность для его роста.

Зародыши твердой фазы формируются в виде полусферических частиц на поверхности центров образования новой фазы (нуклеантов). Физическую основу гетерогенного образования зародышей можно представить следующим образом.

В однородной среде условие превращения кластера в зародыш сводится к тому, чтобы его радиус достиг критического значения, соответствующего данной степени переохлаждения [7]. Переохлаждение для свободного роста ΔT и диаметр частицы нуклеанта d связаны соотношением:

$$\Delta T = \frac{4\sigma}{\Delta S_V d}, \qquad (1)$$

где σ – удельная межфазная энергия поверхности раздела твердое–жидкое; ΔS_V – энтропия плавления единицы объема сплава.

Таким образом, добавление модификаторов должно способствовать измельчению алюминиевого композиционного сплава. Два фактора могут обеспечивать успешное измельчение фрагментов литой структуры: введение частиц модификатора (нуклеанта), которые могут выступать в качестве потенциальных центров для зарождения α-Al зерен, или введение легирующих элементов, обеспечивающих получение частиц модификатора на месте (в реакциях in-situ).

Результаты численного моделирования и данные экспериментов многих исследователей показали, что применение частиц нуклеанта малых размеров приводит к получению сплава с более мелким зерном [8, 9]. В связи с этим является важной задача проверки эффективности использования наноразмерных нуклеантов.

Обсуждая возможности применения наноразмерных нуклеантов как модификаторов структуры, необходимо иметь в виду возможную размерную зависимость удельной межфазной энергии твердое–жидкое. Эта проблема изучалась многими авторами [10–13].

На языке, применяемом для описания макроскопических явлений, размерная зависимость межфазной энергии означает, что с уменьшением размеров частиц нуклеанта изменяется угол смачивания, т.е. изменяются условия смачивания частиц расплавом. Так, если межфазная энергия с размерами частиц снижается, то частицы веществ, которые в макромасштабе не смачиваются (например, углеродные материалы), при переходе к наноразмерам, возможно, смачиваются. Это требует экспериментальной проверки. Как отмечают все авторы, эти явления должны проявляться только при размерах частиц менее 10 нм.

Частицы становятся активными центрами зарождения новой фазы при переохлаждении, определяемом по формуле (1). Например, если в алюминиевом сплаве применяется нуклеант с $d = 1$ мкм, то в результате расчета получаем значение переохлаждения, при котором кристаллиты с диаметром 1 мкм становятся критическими зародышами фазы α-Al, равное $\Delta T = 0{,}5$ К. Уже такое малое переохлаждение ведет к инициированию интенсивной гетерогенной нуклеации.

В случае применения нуклеанта с размерами частиц $d = 50$ нм получаем для требуемого переохлаждения $\Delta T = 10$ К. Это значительное переохлаждение и прежде чем начнется гетерогенная нуклеация с большой вероятностью уже будет развиваться гомогенная нуклеация.

Таким образом, при уменьшении размеров частиц применяемого нуклеанта действуют как благоприятные факторы (увеличивается общее число центров зарождения, а размеры зародышей равны размерам частиц нуклеанта), так и неблагоприятные (увеличение требуемого для начала гетерогенной нуклеации переохлаждения).

Эти противоположно действующие тенденции приводят к наличию минимума на кривой зависимости размера зерен сплава от размеров частиц нуклеанта [9]. Этот минимум для каждого вида нуклеантов (с учетом размерной зависимости межфазной энергии) будет соответствовать разным значениям размеров их частиц. Дополнительные осложнения для анализа этих процессов связаны с тем, что определенный уровень переохлаждения на фронте кристаллизации задается скоростью охлаждения в данных условиях литья.

Можно надеяться, что приведенные теоретические положения применимы не только к простым алюминиевым сплавам, но и к гетерогенным материалам. Однако целесообразность применения нуклеантов в таких сложных системах и определение их эффективности с учетом природы, формы и размеров требуют проверки и экспериментального подтверждения.

Расчет концентрации наноразмерных частиц. На основе известных экспериментальных данных по эффективности нуклеантов [9], можно предложить формулу связи размера зерен d_g сплава, размера частиц (моноразмерного) нуклеанта d_{nucl} и его концентрации X (мас. доли):

$$d_g = \left(\frac{\rho_{\text{nucl}}^{0,8} d_{\text{nucl}}^{2,4}}{\rho_{\text{Al}}^{0,8} X^{0,8}} \right)^{1/3}, \qquad (2)$$

где ρ_{nucl} – плотность вещества нуклеанта; ρ_{Al} – плотность сплава (на основе Al).

Формулу (2) можно использовать для планирования экспериментов. Выражая из нее концентрацию нуклеанта, получаем

$$X = \frac{\rho_{\text{nucl}}}{\rho_{\text{Al}}} \frac{d_{\text{nucl}}^3}{d_g^{3,75}}. \qquad (3)$$

Допустим, что для нуклеанта SiC с размерами частиц $d_{\text{nucl}} = 1$ мкм нужно получить размеры зерен матрицы не более 70 мкм, что соответствует наименьшим размерам зерен в обычной практике [9, 14]. Тогда для данного примера требуемая концентрация нуклеанта составляет $X = 0{,}0046 = 0{,}46$ % мас.

Располагая нуклеантом одного размера, нельзя получить существенное измельчение зерен сплава простым увеличением его концентрации. Так, для пары $d_{\text{nucl}} = 1$ мкм, $d_g = 30$ мкм величина $X = 11$ % мас. Поэтому, если желательно иметь размеры зерен сплава на порядок меньше, т.е. 7 мкм, можно выбрать наноразмерный нуклеант, например, с $d_{\text{nucl}} = 50$ нм и по формуле (3) получим необходимую его концентрацию $X = 0{,}0032 = 0{,}32$ % мас. Для $d_{\text{nucl}} = 40$ нм величина $X = 0{,}0016 = 0{,}16$ % мас., для $d_{\text{nucl}} = 30$ нм величина $X = 0{,}0007 = 0{,}07$ % мас.

Эти расчеты носят ориентировочный характер, поскольку на практике приходится иметь дело с наноразмерными порошками с достаточно широким распределением по размерам. Однако они отвечают общим представлениям о том, что модифицирование желательно осуществлять, с одной стороны, малыми концентрациями нуклеантов, с другой – их количество должно быть достаточным для обеспечения процесса их введения и равномерного распределения в объеме расплава.

Подбирать пары $d_{\text{nucl}} - d_g$ имеет смысл так, чтобы концентрация нуклеанта была в пределах десятых долей процента, например $X = 0{,}25$ % мас. При меньшем количестве наноразмерного нуклеанта трудно обеспечить его равномерное распределение по объему сплава, большее количество неприемлемо по экономическим причинам.

Принципы выбора упрочняющей интерметаллидной фазы. Синтез армирующих компонентов непосредственно в процессах изготовления КМ может быть осуществлен в результате химических реакций между матрицей и добавками реакционно-активных металлов, газов или химических соединений, обеспечивающих образование in-situ (по месту) тугоплавких высокопрочных оксидных, нитридных, карбидных или интерметаллидных армирующих фаз. В этой связи является важным обсудить принципы подбора добавок, обеспечивающих формирование упрочняющих фаз.

В выбранной системе должна быть возможность создания тонкой дисперсии второй упрочняющей фазы. Признано [15], что интерметаллические соединения с Al наиболее перспективны в качестве фаз-упрочнителей в пластичных, термически стабильных дисперсно-упрочненных алюминиевых сплавах.

Для упрочнения Al можно использовать большое число интерметаллидов [16], однако наиболее предпочтительны триалюминидные соединения типа Al_3M (где M является элементом групп переходных или редкоземельных металлов) в связи с низкой плотностью (Al_3M номинально содержат 75 % ат. Al), высокой удельной прочностью, термической стабильностью, высокой температурой плавления, а также высокой стойкостью к окислению (в основном из-за высокого содержания Al).

Сходство в кристаллическом строении с матрицей позволяет иметь согласованное взаимодействие между двумя фазами, которое повышает эффективность упрочнения дисперсной фазой. Кроме того, малое рассогласование решеток сводит к минимуму удельную поверхностную энергию межфазных границ, обеспечивая стабильность при высоких температурах в результате снижения избытка свободной энергии, связанного с поверхностями раздела между частицами и матрицей.

Анализ современных публикаций по растворимости и диффузии легирующих элементов в α-Al [17] показал, что по термодинамическим и кинетическим требованиям для интерметаллидного упрочнения в алюмоматричных КМ наиболее подходят V, Ti, Cr, Hf, Zr, Sc. Однако следует учитывать и другие критерии, такие как плотность и стоимость перечисленных ме-

таллов. По критерию низкой плотности подходят Sc и Ti, а по критерию стоимости – только Ti.

Таким образом, в качестве упрочняющей фазы в литых КМ с матрицами на основе алюминия можно использовать интерметаллидные фазы, образующиеся в результате реакций in-situ. В этом случае легирующие элементы должны удовлетворять следующим требованиям: быть способными образовывать фазу упрочнения; обладать низкой растворимостью в твердом алюминии; иметь низкий коэффициент диффузии в α-Al; сохранять дисперсную форму при традиционных методах литья.

Выбор состава и изготовление модельного КМ. Важным является выбор модельного сплава, по изменению структуры которого можно оценить модифицирующий эффект от введения наноразмерных порошков.

Исследования проводили на модельных сплавах на базе АД1, % мас.: 99,3 Al; 0,3 Si; 0,3 Fe; 0,05 Cu; 0,025 Mn; 0,05 Mg; 0,1 Zn; 0,15 Ti (ГОСТ 4784–97) с реакционно-активными добавками порошков 3 % Ti (≤ ≤ 100 мкм) и 3 % Ni (≤ 20 мкм).

Гранулы Ti, введенные в расплав Al, участвуют в образовании интерметаллидов (в основном Al_3Ti) как упрочняющей фазы. Кроме того, Ti был использован в экспериментах в качестве носителя для введения наноразмерных модификаторов. Концентрация Ni в расплаве Al не достаточна для образования изолированных включений интерметаллида Al_3Ni, но Ni входит в состав эвтектики Al–Al_3(Ni, Ti).

Структуру КМ (количество, форму и размер интерметаллидных фаз, дисперсность эвтектик) исследовали, изменяя длительность выдержки τ расплавов перед разливкой. Шлифы из образцов КМ до и после травления реактивом Флика (10 мл HF + 15 мл HCl + + 90 мл H_2O) изучали на оптическом микроскопе Лейка DM ILM, оснащенном программой Qwin для анализа изображений. Программа Qwin позволяет определять размеры структурных составляющих КМ. Для достоверности оценок проводили статистический анализ структуры по тридцати отдельно взятым полям. Фрагменты структуры анализировали на электронных микроскопах LEO 430i и FEI QUANTA 200 3D. Проводили рентгеновский микроанализ в точках.

На рис. 1 (см. обложку) приведена структура сплава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni, полученного реакционным литьем при добавлении в расплав порошков Ni и Ti.

Кристаллизация КМ начинается с образования интерметаллидов. Согласно МРСА первые интерметаллиды имеют состав Al_3Ti. При разливке расплава сразу после замешивания порошков Ti интерметаллиды Al_3Ti имеют игольчатое строение (см. рис. 1, *а*), что считают признаком незавершенности экзотермической реакции.

Увеличение выдержки расплава КМ перед разливкой до 20 мин приводит к приобретению интерметаллидами блочной формы (см. рис. 1, *б*). Средняя площадь интерметаллидных включений увеличивается от 100 (τ = 20 мин) до 150 мкм^2 (τ = 60 мин), причем наблюдается значительный разброс абсолютных значений размеров блочных включений.

Интерметаллиды Al_3Ti одновременно являются и нуклеантами, т.е. центрами зарождения зерен α-Al. По границам зерен накапливается эвтектика. Эвтектические прослойки состоят из однонаправленных стержней интерметаллидов Al_3(Ni, Ti) в α-Al, что хорошо видно при образовании усадочных раковин (см. рис. 1, *в*).

При увеличении выдержки расплава до разливки от 0 до 60 мин средняя площадь зерен Al изменяется от 1190 до 1700 мкм^2, относительная площадь, занятая на поверхности шлифов включениями интерметаллидной фазы Al_3Ti и эвтектикой, увеличивается от 4 (τ = = 0 мин) до 11 % (τ = 60 мин) и от 28 (τ = 0 мин) до 47 % (τ = 60 мин) соответственно, диаметр стержней Al_3(Ti, Ni) в эвтектике растет от 182,6 до 229 нм (таблица, серия 1).

Исследование модифицирующих свойств наноразмерных порошков Al_2O_3, W, TiCN, W–C. Если проблема измельчения зерен матрицы сплава посредством применения нуклеантов активно исследовалась в течение последних десятилетий, то проблема модификации упрочняющей фазы КМ является новым и актуальным направлением исследований. Существенный интерес представляют исследования особенностей модифицирующих свойств различных наноразмерных порошков.

В качестве модификаторов опробованы наноразмерные частицы Al_2O_3 и W (средний размер ~50 нм), TiCN и W–C (средний размер ~30 нм), полученные плазмохимическим синтезом в лаборатории "Плазменные процессы в металлургии и обработке материалов" ИМЕТ РАН. Способ получения, состав исходного сырья, форма, фазовый состав и методы определения размера порошков подробно изложены в работах [18–20].

Внешний вид порошков Ti и Ni, добавляемых в матричный расплав для формирования in-situ армирующих интерметаллидных фаз, обоснование возможности применения порошков Ti в качестве "носителей" для введения наноразмерных порошков в расплав для предупреждения образования агломераций и улучшения распределения в материале матрицы приведены в работах [20, 21].

Смеси порошков вводили в расплав алюминиевого сплава АД1, нагретый до 820 °С, и перемешивали в течение 1 мин. Скорость вращения импеллера выбирали опытным путем в целях формирования устойчивой воронки в алюминиевом расплаве. Длительность выдержки расплава до разливки изменяли от 0 до 60 мин. Разливку и кристаллизацию расплава осуществляли в графитовых тиглях диаметром 28 мм и высотой 130 мм. Тепловые условия кристаллизации расплава во всех случаях были одинаковы. В таблице представлены состав и параметры получения литых КМ.

1. Параметры структуры КМ в зависимости от длительности выдержки τ расплава перед разливкой

Серия	Номер образца	Модифицирующие нанопорошки, % мас.				τ, мин	Параметры структуры КМ				
		W	TiCN	W–C	Al_2O_3		Относительная площадь, %		Средняя площадь (размер), мкм^2		Диаметр эвтектических стержней $Al_3(Ni, Ti)$, нм
		размером, нм									
		50	30	30	50		интерметаллидов	эвтектики	интерметаллидов	Al-зерен	
1	1.1	–	–	–	–	0	4	28	60	1190	186,2
	1.2					20	8	33	100	1430	195,6
	1.3					40	9	44	120	1650	225,8
	1.4					60	11	47	150	1700	229,0
2	2.1	0,25	–	–	–	0	3	23	35	1070	78,4
	2.2					20	6	25	70	1300	82,6
	2.3					40	9	30	73	1500	126,2
	2.4					60	11	32	75	1560	140,9
3	3.2	–	0,25	–	–	20	6	27	89	1110	80,4
	3.3					40	8	35	110	1230	120,4
	3.4					60	10	37	115	1300	138,8
4	4.2	–	–	0,25	–	20	7	24	80	1000	81,6
	4.3					40	8	25	95	1100	110,5
	4.4					60	9	26	100	1350	144,2
5	5.2	–	–	–	0,25	20	5	30	90	1200	102,3

Примечание. Матрица КМ серий 1–5 имеет состав АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni.

О модифицирующем влиянии добавок нанопорошков судили по изменению размера зерен матрицы, содержанию и размеру фаз, образующихся in-situ, дисперсности эвтектик.

В таблице приведены параметры структуры литых КМ, в матрицу которых были введены добавки нанопорошков, полученных плазмохимическим синтезом. Результаты измерений элементов структуры КМ без нанодобавок и с нанодобавками в зависимости от времени выдержки расплава перед разливкой, выполненные с использованием программы Qwin, показывают, что относительная площадь, занятая на поверхности шлифа интерметаллидом Al_3Ti, при введении в КМ наноразмерных порошков увеличивается от 3 % при отсутствии выдержки до 11 % при выдержке 60 мин, средняя площадь изолированных блочных включений по сравнению с КМ АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni уменьшается на 30...50 % (см. таблицу).

Введенные нанопорошки являются дополнительными центрами кристаллизации и способствуют более интенсивному зарождению и формированию большего количества интерметаллидных фаз Al_3Ti. Кроме того, введение нанопорошков оказывает положительное влияние на размерную стабильность включений интерметаллидных фаз. Относительная площадь на поверхности шлифа, занятая эвтектиками, в КМ с нанодобавками оказывается меньше, чем в КМ состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni и практически не изменяется с увеличением длительности выдержки расплава перед разливкой.

Размер стержней эвтектики при введении наноразмерных добавок оказывается значительно меньше, чем у КМ состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni. Наблюдаются отклонения осей роста стержней от основного направления, что характерно для формирования эвтектических колоний в присутствии инородных включений на фронте кристаллизации.

С увеличением длительности выдержки расплава перед разливкой размеры эвтектических стержней увеличиваются (рис. 2, см. обложку), однако даже при выдержке 60 мин их размер в 1,6 раза меньше, чем у КМ состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni (140 и 230 нм соответственно).

Введение нанопорошков способствует также уменьшению значений средней площади зерен Al. При увеличении длительности выдержки средние

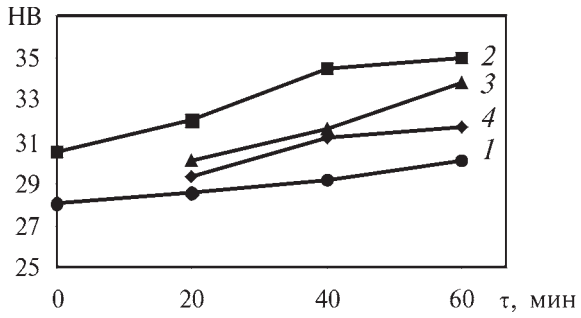


Рис. 3. Твердость КМ в зависимости от выдержки расплава перед разливкой:
1 – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni; *2* – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + + 0,25 % W; *3* – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % TiCN; *4* – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % W–C

значения площади зерен Al растут, но даже при максимальной выдержке расплава перед разливкой (60 мин) средние значения площади зерна Al в КМ с добавками наноразмерных порошков на 20 % меньше, чем у КМ состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni.

Наибольшее влияние на торможение роста зерен α-Al оказывают наноразмерные порошки TiCN и W–C. Наблюдается повышение (примерно на 20 %) твердости HB образцов КМ с добавками наноразмерных порошков по сравнению с КМ АД1 + 3 % Ti + + 3 % Ni вследствие увеличения дисперсности структурных составляющих (рис. 3). По возрастающей модифицирующей эффективности влияния на структуру КМ наноразмерные порошки-нуклеанты располагаются в ряд: Al_2O_3–W–(W–C)–TiCN. Данная последовательность определяется эпитаксиальным соответствием контактирующих кристаллических решеток и с их способностью к смачиванию алюминиевыми расплавами.

Трибологические испытания. Выходными параметрами синтезированных КМ являются их служебные характеристики. Исследовали триботехнические свойства КМ. Образцы из матричных сплавов и КМ испытывали в условиях сухого трения скольжения на установке МТУ-01 (ТУ 4271-001-29034600–2004) по схеме осевого нагружения: вращающаяся втулка (контртело) из стали 45 против неподвижной шайбы (КМ), коэффициент перекрытия 1.

Размеры стальной втулки: внутренний диаметр 11,8 мм, наружный диаметр 15,8 мм. Размер шайбы из КМ: диаметр 26 мм, толщина 10 мм. Осевую нагрузку изменяли от 18 до 60 Н (0,2...0,7 МПа). Частота вращения втулки составляла 540 об/мин, что соответствует средним окружным скоростям скольжения 0,39 м/с. Испытания проводили на воздухе при температуре (20±1) °С и влажности (60±4) %.

Выбор указанных значений параметров трибонагружения основывается на результатах предыдущих испытаний на машине трения УМТ-1 (ГОСТ 23.210–80) для оценки фрикционной теплостойкости матричных сплавов и КМ [22].

Удельная осевая нагрузка 0,2 МПа при скорости скольжения 0,39 м/с является критической по условию перехода в задир образцов из матричного сплава АД1. При такой же скорости скольжения дисперсно-армированные алюмоматричные КМ выдерживают без задира удельную нагрузку 0,7 МПа, а лучшие из таких КМ работоспособны и при более высоких скоростях скольжения и нагрузках.

Поведение образцов при сухом трении скольжения оценивали по коэффициенту трения f и объемной интенсивности изнашивания I_V.

Момент трения фиксировали с помощью датчика TFH-100-072, отвечающего принятой схеме нагружения. Коэффициент трения вычисляли по формуле

$$f = \frac{M}{R_{\text{ср}} F},$$

где M – момент трения; $R_{\text{ср}}$ – средний радиус втулки; F – нагрузка.

Износ образцов определяли взвешиванием на аналитических весах с точностью $\pm 0{,}5 \cdot 10^{-3}$ г по потере массы Δm после каждого этапа испытаний

$$\Delta m = m_1 - m_2,$$

где m_1, m_2 – масса образца до и после испытания соответственно.

Интенсивность изнашивания рассчитывали по формуле

$$I_V = \frac{\Delta m}{\gamma L},$$

где γ – плотность исследуемого материала; L – путь трения [23].

Критерием перехода образцов в задир считали увеличение массы контртела, после чего испытания прекращали.

На рис. 4 приведены результаты испытаний на трение образцов исходного алюминиевого сплава АД1 и КМ, содержащих добавки Ni и Ti, разлитых без выдержки расплава и после выдержки 20, 40 и 60 мин. Видно, что образцы из матричного сплава АД1 переходят в задир уже при нагрузке 18 Н. Легирование Al расплава Ti и Ni существенно улучшает поведение материала при трении.

Наилучшие трибологические свойства показали образцы состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni (время выдержки перед разливкой 0 мин): интервал трибонагружения расширился до нагрузки 60 Н, низкие значения коэффициента трения и интенсивности изнашивания наблюдались во всем интервале испытаний.

Образцы составов АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni, полученные при выдержке до разливки 40 и 60 мин, имели промежуточные значения интенсивности изнашивания: ниже, чем у образцов из сплава АД1, и выше, чем у образцов состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni (τ = 0 мин). Образец сплава состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni (τ =

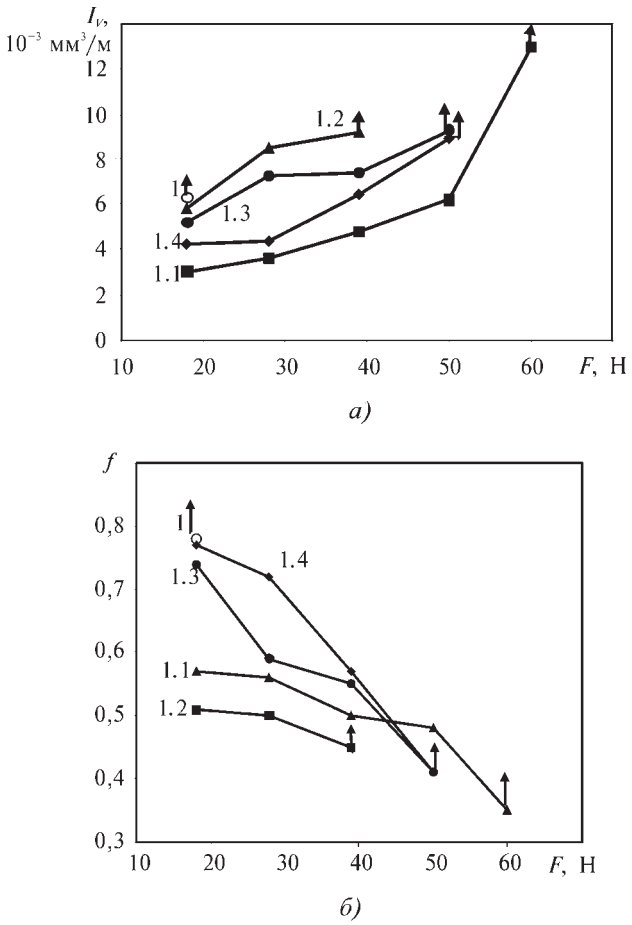


Рис. 4. Интенсивность изнашивания I_V (*а*) и коэффициент трения *f* (*б*) в зависимости от осевой нагрузки *F* образцов:
1 – АД1; 1.1–1.4 – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni; 1.1–1.4 – τ = 0, 20, 40 и 60 мин соответственно; скорость скольжения 0,39 м/с; знаком ↑ – здесь и далее обозначен переход в задир

= 20 мин) хотя и показал минимальные значения коэффициентов трения, но имел сильный износ и переходил в задир при осевой нагрузке 39 Н.

Критическая нагрузка, соответствующая переходу к задиру, при испытании образцов № 1.1 составляет 60 Н, № 1.2 – 39 Н, № 1.3, 1.4 – 50 Н. Видимо, важную роль в износостойкости КМ играет не только наличие твердых и прочных интерметаллидных фаз, но их размер и форма: дисперсные иглообразные фазы лучше защищают матрицу от изнашивания, чем блочные.

На рис. 5 представлена интенсивность изнашивания образцов КМ в зависимости от нагрузки и времени выдержки. Для материалов с добавками наноразмерных порошков TiCN и W–C наблюдается уменьшение интенсивности изнашивания и расширение диапазона трибонагружения.

Уровень износостойкости КМ с нанодобавками во всем диапазоне трибонагружения устойчив и примерно равен таковому КМ состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni с иглообразными выделениями интерметаллидов, ко-

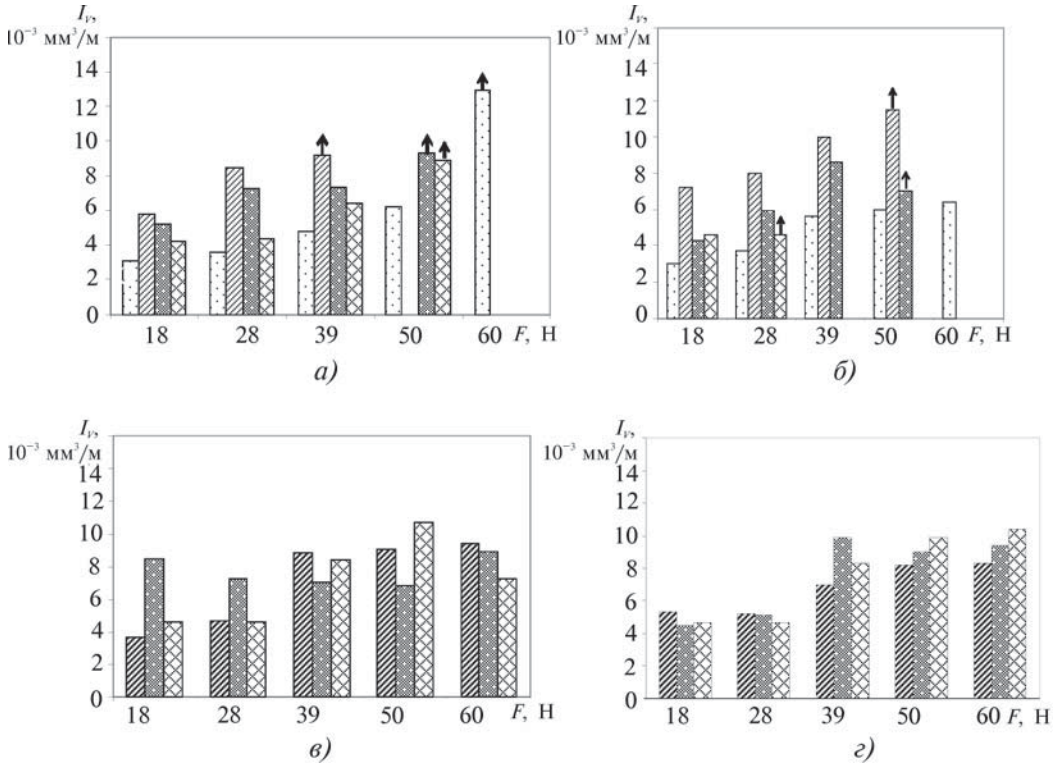
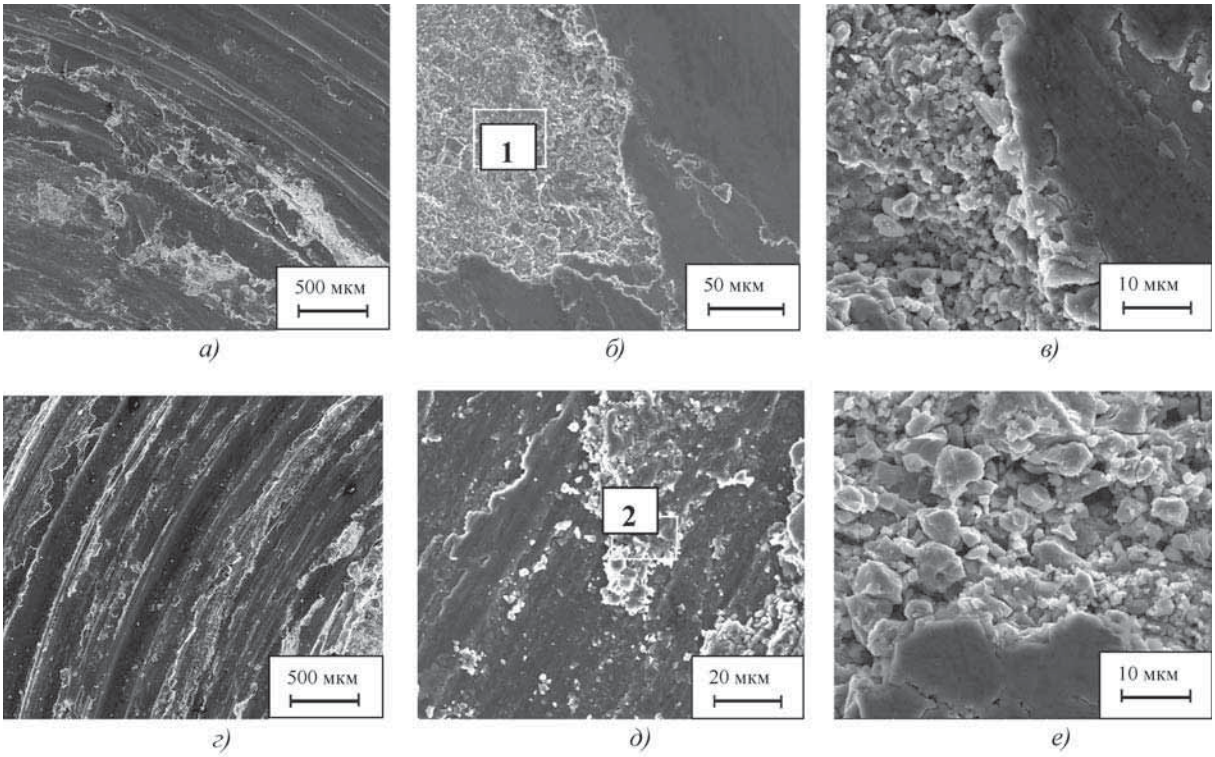


Рис. 5. Интенсивность изнашивания I_V образцов КМ различных составов в зависимости от осевой нагрузки *F*:
а – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni; *б* – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % W; *в* – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % TiCN; *г* – АД1 + 3 % Ti + + 3 % Ni + 0,25 % W–C



Номер образца	Номер точки	O	Al	Ti	Fe	Ni
		% ат.				
1.1	1	40,91	47,06	0,89	10,06	1,08
1.4	2	46,81	49,82	0,85	1,77	0,76

Рис. 6. Микрофотографии поверхностей трения образцов № 1.1 (*а–в*) и 1.4 (*г–е*) состава АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni и данные EDS-микроанализа с участков, содержащих механическую смесь (нагрузка 39 Н):
а–в – τ = 0 мин; *г–е* – τ = 60 мин

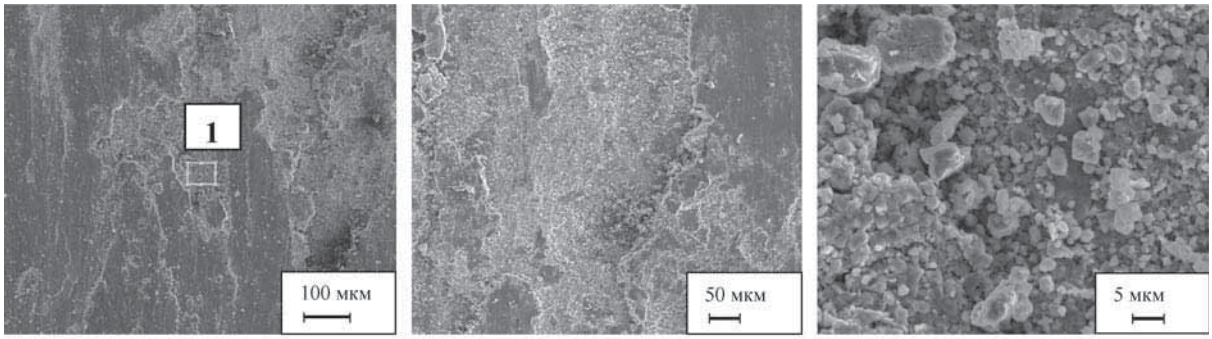
гда можно говорить о незавершенности реакции in-situ. Вероятно, это связано с тем, что в КМ с нанодобавками увеличивается общее количество интерметаллидных включений и улучшается равномерность их распределения в матрице, доля матрицы в поверхности трения уменьшается.

Поверхность трения образцов КМ с нанодобавками заметно отличается от таковой образца АД1 + + 3 % Ti + 3 % Ni (рис. 6 и 7). При равных условиях трибоиспытания (нагрузка 39 Н, скорость скольжения 0,39 м/с) борозды пластического деформирования (показано на примере образца № 2.1 КМ состава АД1 + 3 % Ni + 3 % Ti + 0,25 % W, τ = 0 мин) менее выражены (см. рис. 7, *а*, *б*), возрастает площадь на поверхности трения, занятая шаржированной механической смесью, отдельные фрагменты этой смеси имеют наноразмерный уровень при возросшем фракционном разбросе (см. рис. 7, *в*).

EDS-анализ показал увеличение содержания железа в механической смеси (19,47 % ат. против 10,06 и 1,77 % ат. образцов № 1.1 (АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni, τ = = 0 мин) и 1.4 (АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni, τ = 60 мин) соответственно). Присутствие железа является результатом абразивного действия на контртело твердых интерметаллидных фаз, а его повышенное количество в переходном слое объясняет высокую износостойкость.

На рис. 8 представлены коэффициенты трения образцов КМ различных составов в зависимости от осевой нагрузки и выдержке расплава перед разливкой. Видно, что при увеличении нагрузки коэффициенты трения КМ с наноразмерными добавками уменьшаются примерно в 2 раза (от 1,7 при нагрузке 18 Н до 0,8 при нагрузке 60 Н).

Влияние выдержки до разливки на изменение коэффициента трения и износостойкость КМ выражено следующим образом. Образцы КМ состава АД1 + + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % W при отсутствии выдержки перед разливкой, когда включения Al_3Ti имели игольчатую форму, имеют коэффициент трения ниже, чем при выдержках 20, 40 и 60 мин; задир наблюдали при нагрузках 50, 50 и 28 Н соответственно, т.е. задиростойкость уменьшается при увеличении размеров блочных интерметаллидов.



а) б) в)

Номер точки	O	Al	Fe
	% ат.		
1	41,29	39,24	19,47

Рис. 7. Микрофотографии поверхностей трения образца № 2.1 (АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % W) и данные EDS-микроанализа с участка, содержащего механическую смесь

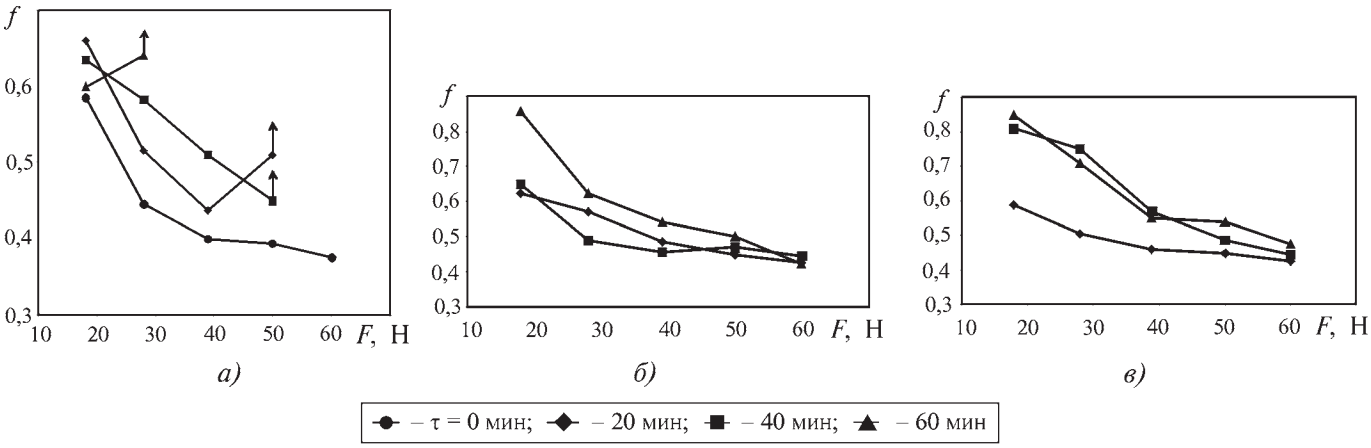


Рис. 8. Коэффициенты трения *f* образцов КМ в зависимости от осевой нагрузки *F*:
а – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % W; *б* – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % TiCN; *в* – АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % W–C

Образцы КМ составов АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + + 0,25 % TiCN и АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni + 0,25 % W–C обнаружили ту же тенденцию в изменении *f*, а именно: минимальный коэффициент трения соответствовал выдержкам 20 и 40 мин для образцов КМ с добавками TiCN и 20 мин для КМ с добавками W–C. При увеличении осевых нагрузок различия в значениях коэффициентов трения при различных выдержках уменьшаются, их абсолютные величины стабильны, задир не зафиксирован.

Заключение

1. Получены и исследованы КМ на основе алюминия с титаном и никелем в качестве легирующих элементов, образующих in-situ армирующие фазы, и наноразмерными нуклеантами. Определено влияние модифицирующих наноразмерных добавок на процессы кристаллизации упрочняющих фаз КМ.

2. Показано на примере алюминиевого сплава АД1 с добавками Ni и Ti, что введение наноразмерных добавок в виде порошков, полученных плазмохимическим синтезом (Al_2O_3, W, TiCN, W–C), увеличивает дисперсность интерметаллидных фаз и стабилизирует их размер, а также уменьшает размер элементов эвтектики.

3. Испытания на трение скольжения против контртела из стали 45 показали, что введение наноразмерных добавок в модельный сплав АД1 + 3 % Ti + 3 % Ni практически не уменьшает коэффициент трения КМ, но увеличивает задиростойкость и диапазон трибонагружения.

4. Значения износа КМ с наноразмерными добавками ниже, чем у модельного сплава АД1 + 3 % Ti + + 3 % Ni.

5. По возрастающему модифицирующему влиянию на структуру КМ и их служебные характеристики наноразмерные добавки располагаются следующим

образом: Al_2O_3, W, W–C, TiCN. Данная последовательность определяется эпитаксиальным соответствием контактирующих кристаллических решеток и их способностью к смачиванию алюминиевыми расплавами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Volmer M.** Keimbildung in übersättigen Gebilden // Z. Phys. Chem. 1926. Bd A 119. № 3/4. P. 277–301.

2. **Becker R., Döring W.** Kinetische Behandlung der Keimbildung in übersättigen Dampfen // Ann. Phys. Folge 5. 1935. Bd. 24. № 8. P. 712–752.

3. **Ройбурд А.Л.** Теория формирования гетерофазной структуры при фазовых превращениях в твердом состоянии // УФН. 1974. Т. 113. Вып. 1. С. 69–104.

4. **Turnbull D., Vonnegut B.** Nucleation catalysis // Ind. Engng Chem. 1952. Res. 44. P. 1292–1298.

5. **Холломон Д., Торнбалл Д.** Образование зародышей при фазовых превращениях // Усп. физ. металлов. Т. 1. Пер. с англ. М.: Металлургиздат, 1956. С. 304–367.

6. **Christian J.W.** The theory phase of transformations in metals and alloys. Oxford: Pergamon, 1975. 290 p.

7. **Greer A.L.** Grain refinement of alloys by inoculantion of melts // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A 2003. 361. P. 479–495.

8. **Tronche A., Greer A.L.** 2000, Design of grain refiners for aluminium alloys / In Light metals, 2000 (ed. R.D. Peterson). P. 827–832.

9. **Quested T.E., Greer A.L., Cooper P.S.** The variable potency of TiB_2 nucleant particles in the grain refinement of aluminium by Al–Ti–B additions: mater. Sci. Forum, 2002. P. 396–402.

10. **Чижик С.П., Гладких Н.Т., Ларин В.И. и др.** Размерные эффекты при смачивании в ультрадисперсных системах // Поверхность. Физика, химия, механика. 1985. № 12. С. 111–121.

11. **Алымов М.И., Шоршоров М.Х.** Влияние размерных факторов на температуру плавления и поверхностное натяжение ультрадисперсных частиц // Металлы. 1999. № 2. С. 29–31.

12. **Шоршоров М.Х.** Ультрадисперсное структурное состояние металлических сплавов. М.: Наука, 2001. 153 с.

13. **Фёдоров В.Б., Малюкова Л.В., Калашников Е.Г.** Термодинамические размерные эффекты ультрадисперсных частиц // ЖФХ. 1985. Т. LIX. № 7. С. 1598–1603.

14. **Kennedy A.R., Karantzalis A.E., Wyatt S.** The microstructure and mechanical properties of TiC and TiB_2 reinforced cast metal matrix composites // Mater. Sci. 1999. V. 34. P. 933–940.

15. **Fine M.E.** Precipitation Hardening of Aluminum Alloys // Metall Trans A. 1975. 6 (4). P. 625–630.

16. **Das S.K.** Al-Rich Intermetallics in Aluminum Alloys, in Intermetallic Compounds: Principles and Practice. Vol. 2 (edited by J.H. Westbrook and R.L. Fleischer), Chichester 1994. P. 175–198.

17. **Rummel G., Zumkley T., Eggersmann M., Freitag K. and Mehrer H.** Diffusion of Implanted 3d-Transition Elements in Aluminum. Part I: Temperature Dependence // Z Metallkd. 1995. 86 (2). P. 122–130.

18. **Цветков Ю.В., Алексеев Н.В., Самохин А.В.** Синтез нанопорошков карбонитрида титана при взаимодействии тетрахлорида титана с углеводородно-воздушной плазмой // Химия высоких энергий. 1999. Т. 33. № 3. С. 238–242.

19. **Самохин А.В., Алексеев Н.В., Цветков Ю.В.** Плазмохимические процессы создания нанодисперсных порошковых материалов // Химия высоких энергий. 2006. Т. 40. № 2. С. 120–126.

20. **Исследование** модифицирующего влияния добавок нанопорошков, полученных плазмохимическим синтезом, на структуру литых алюмоматричных КМ / Т.А. Чернышова, И.Е. Калашников, А.В. Самохин, Н.В. Алексеев, Л.К. Болотова, Л.И. Кобелева // Российские нанотехнологии. 2009. Т. 4. № 7–8. С. 149–154.

21. **Калашников И.Е., Чернышова Т.А., Болотова Л.К., Кобелева Л.И.** Получение объемных наноструктурированных композиционных материалов триботехнического назначения // Сб. мат. Республиканской науч.-техн. конф. "Получение нанокомпозитов, их структура и свойства". 2007. С. 74–75.

22. **Чернышова Т.А., Кобелева Л.И., Калашников И.Е., Болотова Л.К.** Новые алюмоматричные композиционные материалы триботехнического назначения: принципы создания и перспективы // Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН – 70 лет: сб. науч. тр. под ред. академика К.А. Солнцева. М.: Интерконтакт Наука, 2008. С. 385–404.

23. **Чичинадзе А.В. и др.** Трение, износ и смазка (трибология и триботехника) / под общ. ред. А.В. Чичинадзе. М.: Машиностроение, 2003. 576 с.

Игорь Евгеньевич Калашников, канд. техн. наук,
kalash2605@mail.ru

УДК 669.017:621.785

Г.И. Сильман, Л.Г. Серпик, А.А. Федосюк *(Брянская государственная инженерно-технологическая академия)*

Сталь типа 20ГЛ с измельченной микроструктурой

Исследовано влияние измельченности структуры на механические свойства сталей типа 20ГЛ. В качестве способов измельчения использованы легирование сталей марганцем, микролегирование титаном и ванадием, модифицирование силикокальцием, термоциклическая обработка (многократная нормализация) с регулированием скорости охлаждения. Рассмотрены возможности измельчения структуры на нескольких уровнях: обычном структурном (феррита и перлита) и субструктурном (с образованием зернистого бейнита).

Influence of structure pulverulence on mechanical properties of steels type 20GL is studied. Alloying of steels by manganese, microalloying by titan and vanadium, modifying by silicocalcium, thermocyclic treatment (multyple normalization) with the cooling speed adjustment are used as the ways of crushing. Potentialities of structure crushing at several levels to wit ordinary structural (ferrite and perlite) and substructural (with granular bainite formation) are considered.

Ключевые слова: сталь; легирование; модифицирование; марганец; измельчение структуры; зернограничное упрочнение; композиционное упрочнение; размер зерна; феррит; перлит; бейнит; субструктура; нормализация; термоциклическая обработка; скорость охлаждения; механические свойства.

Keywords: steel; alloying; modifying; manganese; structure crushing; grain-boundary hardening; composite hardening; size of grain; ferrite; perlite; bainite; substructure; normalization; thermocyclic treatment; speed of cooling; mechanical properties.

Низкоуглеродистые марганцевые стали типа 20ГЛ широко применяют в машиностроении, например, для изготовления ответственных литых деталей железнодорожного транспорта.

Однако в связи с возрастающими требованиями по конструкционной прочности и надежности литых стальных деталей железнодорожных вагонов (корпусов автосцепки, тяговых хомутов, боковых рам, надрессорных балок и др.) минимальные значения механических свойств сталей, регламентируемые действующим ГОСТ 977–88, во многих случаях являются недостаточными. Особое значение для обеспечения надежности имеют следующие показатели механических свойств сталей: предел текучести, предел выносливости, ударная вязкость при обычных и отрицательных температурах.

Повышенные требования заложены в национальных стандартах некоторых стран, а также в технических условиях ряда промышленных фирм и корпораций. Разработки в этом направлении ведутся и в России.

Однако эти требования не всегда связаны с рациональными способами управления свойствами сталей, которые, прежде всего, определяются такими факторами, как дисперсность структуры вплоть до наличия в ней ультрадисперсных элементов и возможность ее композиционного построения.

Цель настоящей работы – выявление возможностей и способов рационального управления структурой нормализованных сталей типа 20ГЛ, обеспечивающего существенное повышение свойств на уровне не ниже самых высоких требований национальных стандартов и технических условий передовых фирм.

Методика проведения исследований. Стали выплавляли на установке ИСТ-0.06 в тиглях вместимостью 60 кг с кислой футеровкой. В качестве шихтовых материалов использовали отходы сталей Ст3 и 20ГЛ. Для легирования и регулирования химического состава стали применяли стандартные ферросплавы (ферросилиций, ферромарганец, ферротитан, феррованадий), для ковшевого раскисления и модифицирования стали – алюминий и силикокальций. Металл в печи перегревали до 1700 °С. Плавку проводили для стали, содержащей, % мас.: 0,19...0,22 С; 0,3...0,4 Si; 1,2...1,4 Mn; до 0,1 Cr; до 0,1 Ni; до 0,1 Cu; 0,01...0,02 Ti. Содержание серы и фосфора поддерживали от 0,02 до 0,04 %.

Для оценки влияния марганца на механические свойства стали осуществляли дополнительные лабораторные плавки стали типа 20ГЛ, изменяя содержание марганца от 1,28 до 1,88 %. Содержание остальных элементов старались поддерживать примерно на одном уровне, % мас.: 0,19...0,20 С; 0,3...0,4 Si; около 0,01 Ti.

От каждой плавки отбирали трефовидные стандартные пробы, из которых изготовляли заготовки образцов для механических испытаний. Заготовки подвергали обычной нормализации, а также термоциклической обработке в виде многократной нормализации от 930 °С при скоростях охлаждения 0,17...0,82 °С/с с

варьированием числа циклов до пяти. Завершали термическую обработку отпуском при 400 °С в течение 2 ч.

Исследовали также влияние модифицирования стали силикокальцием и микролегирования титаном (0,01...0,02 %, сталь 20ГТЛ) или ванадием (0,06...0,1 %, сталь 20ГФЛ) с оценкой изменения зернистости первичной и вторичной структуры и механических свойств стали.

При механических испытаниях на растяжение определяли временное сопротивление разрыву (предел прочности) $\sigma_в$, предел текучести $\sigma_{0,2}$, относительное удлинение δ, относительное сужение образцов ψ. Испытания на ударную вязкость проводили на маятниковом копре МК-30, определяя *KC*U и *KC*V при температурах +20 и –60 °С.

Для металлографического анализа использовали микроскопы Альтами МЕТ-1М и Неофот-2 при увеличениях от 100 до 1500.

Результаты исследований и их обсуждение. Измельчение структуры стали было обеспечено ее легированием (марганцем), микролегированием титаном, ванадием и комплексной термической обработкой. Легирование стали марганцем в количестве 1,2...1,5 % существенно влияет на ее механические свойства, причем влияние это многоплановое – по нескольким механизмам упрочнения [1, 2]. Одним из них является зернограничное упрочнение (измельчение структуры), относительную эффективность которого можно определить, сопоставляя эффект измельчения структуры с общим эффектом упрочнения.

Металлографически определенный средний размер зерен феррита и перлита в микроструктуре нормализованной стали 20Л (0,19 % С; 0,4 % Mn; предел текучести 280 МПа) составляет ~ 40 мкм. Выплавленная и термообработанная в аналогичных условиях сталь 20ГЛ, содержащая 0,19 % С и 1,4 % Mn, имела средний размер зерна 33 мкм и предел текучести 375 МПа.

Таким образом, марганец в количестве 1 % обеспечивает упрочнение по пределу текучести на 30...35 % при значительно меньшем эффекте измельчения структуры (15...20 %). Как будет показано ниже, такое измельчение структуры в интервале 40...33 мкм может увеличить предел текучести лишь на 20...25 МПа (т.е. на 7...10 %). Остальной эффект упрочнения в результате легирования стали марганцем обусловлен другими механизмами, в частности, твердорастворным, субструктурным и микрокомпозиционным [1–3].

В работе [1] рекомендуется повышать содержание марганца до 1,5...1,7 %, но это допустимо лишь при низком содержании углерода и ограниченной скорости охлаждения. Все три фактора должны быть взаимно увязаны во избежание образования игольчатых структур с резким ухудшением ударной вязкости и хладостойкости стали.

Ранее [2, 4] было показано, что для сталей типа 20ГЛ критическим является содержание марганца

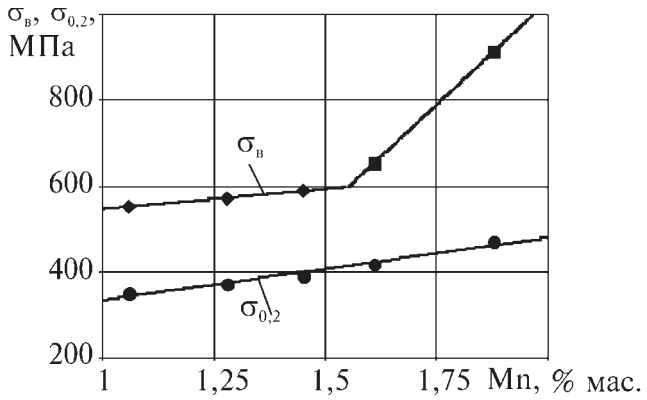


Рис. 1. Влияние содержания марганца в нормализованной стали 20ГТЛ на ее прочностные свойства (R^2 – корреляционное соотношение):

при 1,0...1,55 % Mn $\sigma_в$ = 91,5 Mn + 456 МПа, R^2 = 0,99;
при 1,55...2 % Mn $\sigma_в$ = 966 Mn – 902 МПа, R^2 = 1;
при 1...2 % Mn $\sigma_{0,2}$ = 145 Mn + 189 МПа, R^2 = 0,97

1,4...1,5 %, при превышении которого возможно образование игольчатых структур или тонких перлитных оторочек по границам зерен.

Марганец в рассматриваемых низкоуглеродистых сталях является основным легирующим элементом.

Прочностные свойства стали по результатам механических испытаний приведены на рис. 1. Видно, что легирование стали марганцем существенно повышает эти свойства. При содержании до 1,4...1,5 % Mn зависимость предела прочности линейная и обусловлена тремя механизмами упрочнения – зернограничным, микрокомпозиционным и твердорастворным. Особенно благоприятно зернограничное (измельчение структуры) и микрокомпозиционное упрочнение, при которых сохраняется высокий уровень пластичности и ударной вязкости стали [1, 5].

Более значительное повышение предела прочности обеспечивается при увеличении содержания марганца свыше 1,5 %, что связано с формированием бейнитной структуры, хотя на изменении предела текучести этот фактор практически не сказывается. Однако это бейнитное упрочнение (особенно при появлении игольчатых структур) сопровождается снижением пластичности и ударной вязкости стали.

В связи с этим нормализуемые стали, содержащие более 1,5 % Mn, следует подвергать дополнительному высокотемпературному отпуску для повышения пластичности и ударной вязкости. В некоторых случаях (при повышенных скоростях охлаждения в процессе нормализации) эту операцию целесообразно проводить уже при превышении критического содержания марганца 1,4 %, при котором возможно эпизодическое появление участков игольчатых и тонкопластинчатых структур, расположенных по границам зерен.

По значениям ударной вязкости сталей с разным содержанием марганца (1,28; 1,61 и 1,88 %) проведена

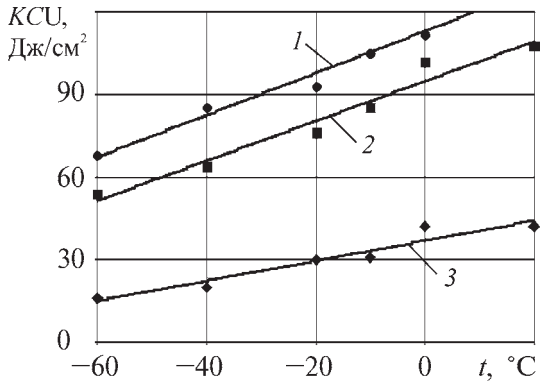


Рис. 2. Температурные зависимости ударной вязкости нормализованной стали 20ГТЛ (*t* – температура испытаний, °С):
1 – при 1,28 % Mn *KC*U = 0,764 *t* + 113 Дж/см², R^2 = 0,98;
2 – при 1,61 % Mn *KC*U = 0,723 *t* + 95 Дж/см², R^2 = 0,96;
3 – при 1,88 % Mn *KC*U = 0,364 *t* + 37 Дж/см², R^2 = 0,92

оценка их хладостойкости и влияния марганца на этот показатель. На рис. 2 приведены зависимости ударной вязкости от температуры испытаний.

Ударная вязкость *KC*U стали типа 20ГЛ (в том числе и стали 20ГТЛ) линейно зависит от температуры, равномерно уменьшаясь при ее понижении до –60 °С. В этом интервале температур нет участков наиболее резкого снижения ударной вязкости, характеризующего температурный интервал хрупкости.

Однако даже равномерное линейное снижение ударной вязкости приводит к ее недопустимо низким значениям при температурах климатического холода, особенно при сверхкритических содержаниях марганца. По-видимому, еще более резкий характер будут иметь температурные зависимости *KC*V, что подтверждают, в частности, экспериментальные данные, приведенные в работе [3].

Линейный характер температурных зависимостей ударной вязкости свидетельствует о том, что при всех температурах испытаний действует один и тот же фактор охрупчивающего влияния марганца и повышенной прокаливаемости, обусловленный формированием игольчатых структур.

Обычное зернограничное упрочнение в исследуемых сталях обеспечивается оптимальной скоростью охлаждения при докритическом содержании марганца и микролегированием стали титаном.

Ранее [6, 7] было показано, что в стали типа 20ГЛ оптимальным является содержание титана в количестве 0,01...0,03 % (сталь 20ГТЛ). Карбонитриды титана задерживают рост аустенитного зерна. Однако при более высоком содержании титана в стали увеличивается количество карбонитридов, выделяющихся по границам зерен, иногда даже в виде цепочечных образований, что отрицательно сказывается на ударной вязкости.

Измельчение первичной и вторичной структуры стали часто происходит в результате комплексного воздействия модифицирования и микролегирования. В качестве модификатора использовали силикокальций, микролегирование проводили титаном (сталь 20ГТЛ) или ванадием (сталь 20ГФЛ).

В таблице показано изменение размеров зерен первичной (d_1) и вторичной (d_2) структуры и механических свойств стали. Видно, что при микролегировании стали повышаются ее механические свойства. Это особенно заметно по сочетанию прочностных свойств и ударной вязкости модифицированных сталей, причем сталь 20ГТЛ по механическим свойствам не уступает стали 20ГФЛ.

Хотя влияние легирующих элементов, микролегирования и модифицирования стали частично и связано с измельчением структуры нормализованной стали, но этот уровень измельчения очень ограничен и не обеспечивает резкого повышения всего комплекса механических свойств низколегированных сталей.

В связи с этим проверена возможность повышения свойств таких сталей (в частности, сталей типа 20ГЛ) вследствие дополнительного измельчения структуры путем термоциклической обработки (многократной нормализации) с регулируемой скоростью охлаждения. Влияние такой обработки на зернистость струк-

Влияние микролегирования и модифицирования на структуру и свойства сталей

Марки стали	Модифицирование	Размер зерна, мм		$\sigma_в$	$\sigma_т$	δ	ψ	KCU^{-60}, Дж/см²
		d_1	d_2	МПа		%		
20ГТЛ	+	0,19	0,026	580	385	25	50	63
20ГЛ		0,22	0,034	560	355	28	51	59
20ГТЛ	+	0,15	0,026	600	390	24	49	55
20ГФЛ		0,19	0,026	590	375	24	48	60
20ГТЛ	–	0,20	0,024	600	395	19	39	57
20ГЛ		0,32	0,033	600	375	20	40	45
20ГТЛ		0,22	0,029	580	375	20	33	36
20ГФЛ		0,22	0,028	590	390	20	39	34

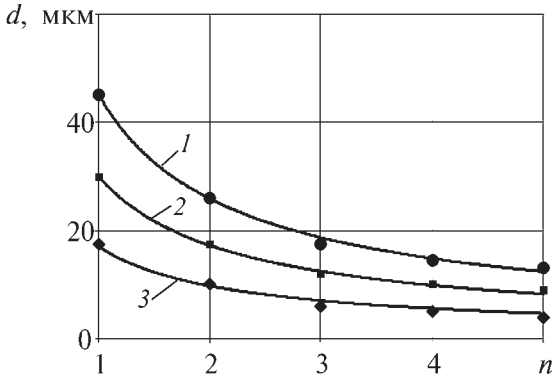


Рис. 3. Влияние числа циклов *n* термоциклической обработки на средний размер зерна *d* в структуре стали:
1 – при $V_{охл}$ = 0,07 °С/с $d = 45\ n^{-0,8}$ мкм, R^2 = 0,99; *2* – при $V_{охл}$ = 0,17 °С/с $d = 30\ n^{-0,8}$ мкм, R^2 = 0,98; *3* – при $V_{охл}$ = = 0,82 °С/с $d = 17\ n^{-0,8}$ мкм, R^2 = 0,96

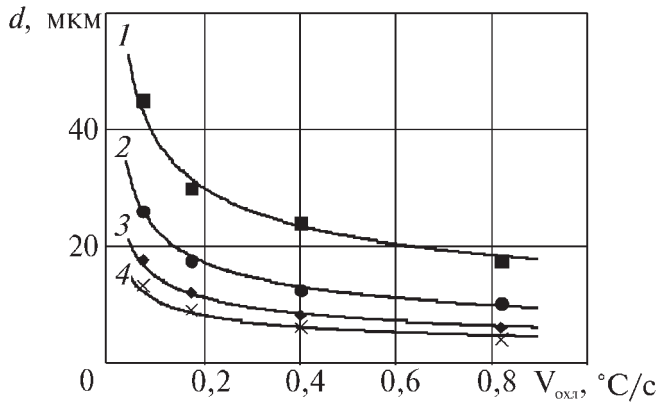


Рис. 4. Влияние скорости охлаждения $V_{охл}$ на средний размер зерна *d* в структуре стали при ее термоциклической обработке с разным числом циклов *n*:
1 – при *n* = 1 $d = 17\ V_{охл}^{-0,35}$ мкм, R^2 = 0,98; *2* – при *n* = 2 *d* = = 9,0 $V_{охл}^{-0,4}$ мкм, R^2 = 0,99; *3* – при *n* = 3 $d = 5,3\ V_{охл}^{-0,4}$ мкм, R^2 = 0,98; *4* – при *n* = 5 $d = 4,2\ V_{охл}^{-0,4}$ мкм, R^2 = 0,98

туры стали 20ГТЛ показано на рис. 3 и 4. Видно, что влияние числа циклов термической обработки и скорости охлаждения хорошо описывается степенными уравнениями

$$d = ax^{-b},$$

где *a* – коэффициент, значение которого для каждого графика зависит от режима термической обработки; *x* – параметр, определяющий функциональную зависимость (т.е. число циклов термообработки *n* или скорость охлаждения $V_{охл}$, °С/с); *b* – показатель степенных зависимостей, равный 0,8 для функций от *n* и 0,33 для функций от $V_{охл}$. Для всех приведенных вариантов параметры корреляционных зависимостей R^2 при статистической обработке составляли от 0,96 до 0,99.

Таким образом, термоциклическая обработка в виде многократной нормализации значительно измельчает структуру. Особенно эффективны первые 2–3 цикла обработки, обеспечивающие уменьшение размера зерна в 1,5–2 раза по сравнению с однократной нормализацией. Дальнейшее увеличение числа циклов менее эффективно.

Сильное влияние оказывает и скорость охлаждения, особенно при переходе от отжига ($V_{охл}$ = = 0,07 °С/с) к ускоренной нормализации ($V_{охл}$ = = 0,2...0,4 °С/с). Сочетание многократной нормализации с ускоренным охлаждением может обеспечить резкое измельчение структуры (до *d* = 5...6 мкм при *n* = 5 циклов и $V_{охл}$ = 0,6...0,8 °С/с) по сравнению с простой однократной нормализацией (*d* = 30...35 мкм при $V_{охл}$ = 0,1...0,15 °С/с).

Такое измельчение структуры проявляется и в значительном повышении всего комплекса механических свойств стали. Об этом свидетельствуют результаты многих исследований. Наиболее известна зависимость Холла-Петча [1]

$$\sigma_т = \sigma_i + kd^{-0,5},$$

где *d* – диаметр зерна; $\sigma_т$ – предел текучести; σ_i – напряжение трения при движении дислокаций внутри зерен; *k* – постоянный параметр. По данным [1] соотношение Холла-Петча с достаточной точностью применимо к низкоуглеродистым сталям при размерах зерен от 0,3 до 400 мкм, причем не только для предела текучести, но и для предела прочности сталей различного химического состава.

Степенной характер зависимости подтверждается и для сталей типа 20ГЛ. Однако показатель степени, в отличие от уравнения Холла-Петча, не является постоянным, а зависит от химического состава сталей и общего уровня механических свойств. Характерно также, что даже по данным Ф.Б. Пикеринга [1] этот показатель может отличаться от зависимости Холла-Петча.

На рис. 5 приведена зависимость предела текучести сталей типа 20ГЛ (*1*) в сопоставлении с данными Ф.Б. Пикеринга для стали с содержанием углерода 0,1 % (*2*) и с расчетными данными по уравнению Холла-Петча (*3*). Видно существенное различие этих зависимостей как по общему уровню предела текучести и интенсивности зернограничного упрочнения, так и по показателям степенных зависимостей.

Например, для малоуглеродистой стали показатель степенной зависимости составляет –0,4 [1], а для сталей типа 20ГЛ, в которых обеспечено дополнительное упрочнение модифицированием и микролегированием, этот показатель равен –0,3 вместо –0,5 по уравнению Холла-Петча.

Еще более существенное отклонение от показателя в уравнении Холла-Петча выявлено на сталях типа 20ГЛ по пределу прочности (–0,2 вместо –0,5, рис. 5, кривая *4*). Видно, что на сталях повышенной прочности влияние измельчения структуры проявляется в от-

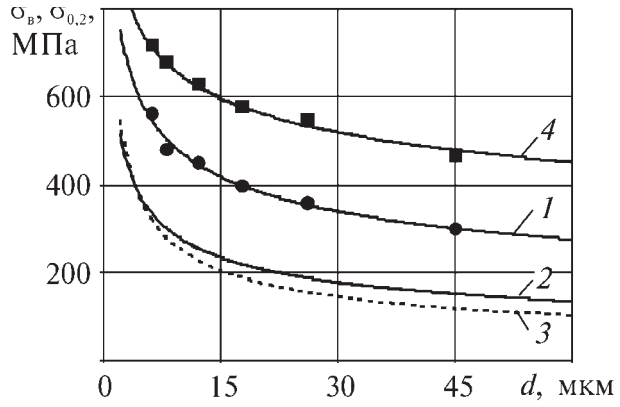


Рис. 5. Влияние размера зерна *d* в структуре стали на ее прочностные свойства:
1 – для стали 20ГТЛ $\sigma_{0,2} = 940\ d^{-0,3}$ МПа, $R^2 = 0,99$; *2* – по данным [1] $\sigma_{0,2} = 690\ d^{-0,4}$ МПа; *3* – по уравнению Холла-Петча $\sigma_{0,2} = 790\ d^{-0,5}$ МПа; *4* – для стали 20ГТЛ $\sigma_в = 1025\ d^{-0,2}$ МПа, $R^2 = 0,99$

носительно меньшей степени, чем на малопрочных нелегированных сталях, особенно при диаметре зерна менее 10 мкм. Это объясняется тем, что в последнем случае измельчение структуры (зернограничный эффект) является основным механизмом упрочнения, тогда как в сталях повышенной прочности в значительной степени проявляются альтернативные механизмы упрочнения (например, твердорастворный, дисперсионный, микрокомпозиционный).

При измельчении структуры от 30 до 5 мкм предел прочности сталей типа 20ГЛ может быть повышен на 220 МПа или на 40...45 % (до уровня около 740 МПа), а предел текучести почти на 60...70 % (до уровня около 580 МПа). При сравнительно небольшом измельчении структуры (например, от 40 до 33 мкм, как при

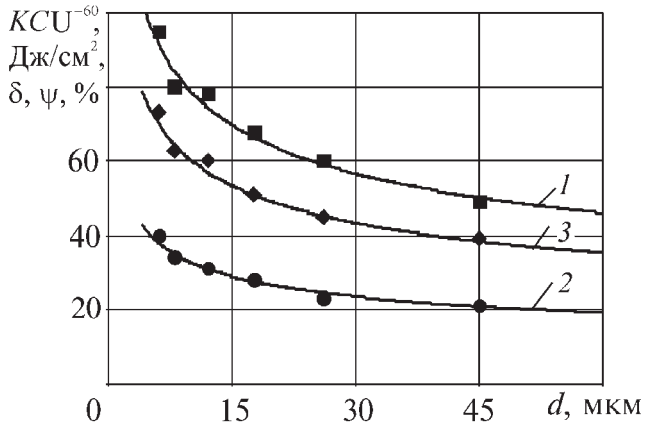


Рис. 6. Влияние размера зерна *d* в структуре на ударную вязкость KCU^{-60}, относительное удлинение δ и относительное сужение ψ стали 20ГТЛ:
1 – $KCU^{-60} = 157\ d^{-0,3}$ Дж/см^2, $R^2 = 0,97$; *2* – $\delta = 65\ d^{-0,3}$ %, $R^2 = 0,98$; *3* – $\psi = 120\ d^{-0,3}$ %, $R^2 = 0,97$

приведенном выше измельчении под влиянием 1 % Mn) эффект упрочнения не достигает даже 10 %.

Меньшее абсолютное, но более значительное относительное изменение прочностных свойств достигается при аналогичном измельчении структуры до $d = 5$ мкм на менее прочных низкоуглеродистых сталях по данным Ф.Б. Пикеринга и по уравнению Холла-Петча.

Более значительный эффект зернограничного упрочнения указанных сталей достигается при большем измельчении структуры (от 5 до 2 мкм), приближаясь по повышению предела текучести к данным для стали типа 20ГЛ или даже превосходя их (по уравнению Холла-Петча). Вместе с тем даже при таком резком измельчении структуры и обусловленном этим сильном зернограничном упрочнении низкоуглеродистых сталей наиболее высоким остается предел текучести у сталей типа 20ГЛ, достигая 750 МПа.

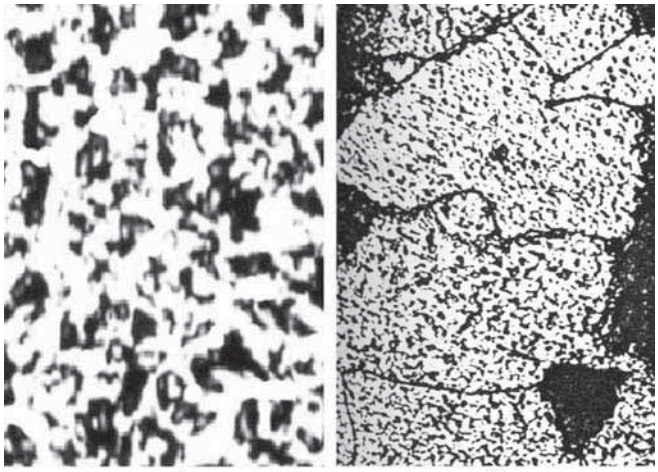
Влияние измельчения структуры на ударную вязкость и пластичность сталей типа 20ГЛ показано на рис. 6. Эти зависимости также являются степенными, но с постоянным показателем степени, равным –0,3.

Сильное влияние оказывает измельчение структуры на ударную вязкость стали, обеспечивая повышение KCU^{-60} от 55...60 Дж/см^2 при $d = 30...25$ мкм до более 90 Дж/см^2 при $d \approx 5$ мкм. Экстраполяция зависимости в область измельчения структуры до менее 1 мкм (с переходом к наноструктурам) показывает возможность дальнейшего очень резкого повышения ударной вязкости и хладостойкости стали.

Показатели пластичности стали также значительно возрастают при измельчении структуры: при $d \approx 5$ мкм относительное удлинение может быть повышено до ~40 %, а относительное сужение – до 70...75 %. При таком измельчении структуры может быть обеспечен переход стали в сверхпластичное состояние по механизму зернограничного скольжения [8].

Таким образом, основными, наиболее эффективными механизмами упрочнения в сталях типа 20ГЛ оптимального состава являются зернограничный и композиционный, причем их действие может быть обеспечено на двух уровнях – обычной ферритно-перлитной структуры и субструктурном.

В ферритно-перлитной структуре композиция формируется путем расположения в ферритной матрице изолированных друг от друга измельченных перлитных зерен в количестве до 30 % (рис. 7, *а*). Субструктурные композиции представляют собой зернистый бейнит или аусферрит, формирующийся на базе ферритного зерна с повышенным содержанием марганца (рис. 7, *б*). В этой субструктуре феррит является матрицей, армированной резко диспергированными (наноразмерной толщины) включениями непревращенного или находящегося на разных стадиях распада аустенита.



а) *б)*

Рис. 7. Ферритно-перлитная (*а*) и субструктурная (зернистый бейнит, *б*) композиции в стали типа 20ГЛ;
а – ×1200; *б* – ×1500 (×2)

Выводы

1. Измельчение структуры сталей является эффективным способом повышения их механических свойств. Для сталей типа 20ГЛ значительный эффект зернограничного упрочнения обеспечивается при измельчении ферритно-перлитной структуры до размера зерен менее 10 мкм.

2. Эффект зернограничного упрочнения достигается в результате легирования сталей марганцем, микролегирования титаном или ванадием и модифицирования силикокальцием. Однако при легировании стали марганцем механизм измельчения структуры обеспечивает лишь часть общего эффекта упрочнения, включающего также при содержании 1,2...1,5 % Mn механизмы субструктурного и твердорастворного упрочнения, а при содержании более 1,5 % Mn определяемого формированием бейнитных структур.

3. Измельченную структуру стали, приближающуюся к композиционной, можно получить термоциклической обработкой в виде многократной нормализации с ускоренным охлаждением. При измельчении структуры от 30 до 5 мкм предел прочности сталей типа 20ГЛ может быть повышен на 220 МПа или на 40...45 % (до уровня около 740 МПа), а предел текучести почти на 60...70 % (до уровня около 580 МПа). При этом значительно возрастают также показатели ударной вязкости и пластичности стали.

4. Основными, наиболее эффективными механизмами упрочнения в сталях типа 20ГЛ оптимального состава являются зернограничный и композиционный, причем их действие может быть обеспечено на двух уровнях – обычной ферритно-перлитной структуры и субструктурном. В ферритно-перлитной структуре композиция формируется путем расположения в ферритной матрице изолированных друг от друга измельченных перлитных зерен. Субструктурные композиции представляют собой зернистый бейнит или аусферрит, формирующийся на базе ферритного зерна с повышенным содержанием марганца.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пикеринг Ф.Б.** Физическое металловедение и разработка сталей. М.: Металлургия, 1982. 184 с.

2. **Сильман Г.И.** Сплавы системы Fe–C–Mn. Ч. 4. Особенности структурообразования в марганцевых и высокомарганцевых сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 1. С. 3–7.

3. **Сильман Г.И., Серпик Л.Г., Федосюк А.А.** Рациональное управление структурой и свойствами марганцевых сталей типа 20ГЛ с использованием показателя прокаливаемости. Ч. 2. Рациональное управление структурой и свойствами нормализованных сталей типа 20ГЛ // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. № 3. С. 3–9.

4. **Сильман Г.И.** Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. 2-е изд., перераб. и доп. Брянск: Изд-во БГИТА, 2006. 282 с.

5. **Сильман Г.И.** Выявление, исследование и использование особых структурных эффектов в легированных чугунах и сталях. Брянск: Изд-во БГИТА, 2010. 68 с.

6. **Сильман Г.И., Бекерман Ф.А., Соколовский М.С.** Оптимизация состава хладостойкой стали для ответственных литых деталей вагонов // Прочность сталей, работающих в условиях низких температур. М.: Металлургия, 1988. С. 57–61.

7. **Сильман Г.И., Жаворонков Ю.В., Соколовский М.С., Бекерман Ф.А.** Влияние технологических факторов на структуру и свойства стали 20ГЛ // Литейное производство. 1985. № 7. С. 6–7.

8. **Сильман Г.И.** Материаловедение: учеб. пособие для высшего профессионального образования (с грифом Минобрнауки). М.: Издательский центр "Академия", 2008. 336 с.

Григорий Ильич Сильман, д-р техн. наук,
tkmsil@mail.ru;
Людмила Григорьевна Серпик, канд. техн. наук;
Александр Александрович Федосюк, аспирант

УДК 621.762.5:536.46+621.793

А.П. Амосов, А.Ф. Федотов, А.А. Ермошкин, С.И. Алтухов, К.С. Сметанин, Е.И. Латухин, В.Н. Лавро
(Самарский государственный технический университет)

СВС-прессование металлокерамических заготовок многокомпонентных катодов для нанесения ионно-плазменных покрытий*

Приведены результаты по отработке конструкции и технологии получения в одну стадию методом СВС-прессования заготовок слоистых многокомпонентных катодов сложной формы на основе тугоплавких соединений для электродуговых испарителей в серийных установках "Юнион" для ионно-плазменного осаждения покрытий.

The results on development of design and one-step SHS-compaction technology of multilayered complex-shaped cathodes based on refractory compounds for commercial vacuum-arc deposition apparatus "Union" are presented.

Ключевые слова: СВС-прессование; многокомпонентные катоды; вакуумно-дуговые покрытия; многокомпонентные покрытия.

Keywords: SHS-compaction; multicomponent cathodes; vacuum-arc coatings; multicomponent coatings.

В инструментальном производстве наиболее широкое применение нашли износостойкие покрытия на основе титана [1]. Ими могут быть одноэлементные покрытия на основе соединения одного металла (нитрид TiN или карбид титана TiC); многоэлементные покрытия на основе соединения двух или более металлов, например (Ti, Si)N и (Ti, Al)N; многокомпонентные покрытия на основе смесей двух или более соединений одного металла, например, TiCN; композиционные покрытия на основе смесей двух или более соединений двух или более металлов, например, TiC–Al_2O_3–TiN. Способ и технология получения таких покрытий являются предметом "ноу-хау" разработчиков.

В последнее время в мире ведутся исследования по получению нанокомпозитных покрытий. Они являются однослойными и состоят из основной твердой нанокристаллической фазы, на границах которой располагается вторая нанокристаллическая или аморфная фаза.

Нанокомпозитные покрытия по своим физико-механическим и эксплуатационным свойствам намного превосходят многослойные покрытия. Перспективными с точки зрения получения нанокомпозитных покрытий могут служить системы Ti–B–N; Ti–B–C–N; Ti–Si–N; Ti–Si–B–N; Ti–Al–B–N; Ti–Al–Si–N и др. В этих системах при магнетронном распылении получены нанокомпозитные пленки, состоящие из нанокристаллической и аморфной фаз [2].

В настоящее время применяют многокомпонентные катоды трех типов: сплавные, составные (или мозаичные) и композиционные катоды, полученные порошковыми технологиями [3].

Сплавные катоды представляют собой либо титановые сплавы высокой чистоты, либо интерметаллиды титана. Титан является химически активным металлом, особенно при высоких температурах. В расплавленном состоянии титан реагирует со всеми известными огнеупорами, поэтому его отливают в водоохлаждаемую изложницу. Необходимо также исключить взаимодействие расплавленного металла с кислородом и азотом. Поэтому плавку ведут в атмосфере инертных газов или вакууме. Для уменьшения неоднородности по химическому составу слитки титановых сплавов переплавляют дважды.

В целом технологии традиционной металлургии, включающие в себя литье, ковку и обработку резанием, не пригодны для подавляющего большинства составов, представляющих интерес для использования в качестве распыляемых катодов. Например, сложные нитриды систем Ti–Al–N, Ti–Si–N, Ti–Al–Si–N имеют высокие показатели твердости и жаростойкости. Однако сильная ликвация при выплавке и высокая хрупкость соответствующих сплавов практически исключает возможность получения двухкомпонентного материала с однородной структурой и пластичностью, достаточной для его механической обработки.

Изготовление катодов из интерметаллидов, например алюминида титана TiAl, сплавлением компонентов также сложно и дорого, поскольку интерметаллиды хрупкие и твердые материалы и разрушаются при механической обработке. Кроме того, данный способ требует применения тиглей из специальной керамики и плавильных печей с водоохлаждаемыми тиглями, так как температура плавления интерметаллидов высокая и составляет 1400...1600 °С.

В настоящее время имеется ряд конструкций составных катодов, когда в корпусе катода из одного металла выполняют вставки из других металлов. Такие многокомпонентные катоды, как правило, изготовляют запрессовкой вставок из одного металла в матрицу из другого металла.

Катод представляет собой цилиндр, на торцах которого выполнены расточки в форме кругового цилиндра. В испаряемом торце концентрично цилиндрической поверхности выполнены дополнительно глухие отверстия, в отверстия запрессованы круглые стержни, изготовленные, например, из хрома, молибдена, циркония, гафния, ниобия. Недостаток рассматриваемой конструкции состоит в том, что нельзя запрессовать хрупкие материалы, например, кремний.

Для составных макроскопически неоднородных катодов, состоящих из материалов с разной температурой плав-

* Работа выполнена в рамках федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009–2013 гг. Государственный контракт № 14.740.11.0473.

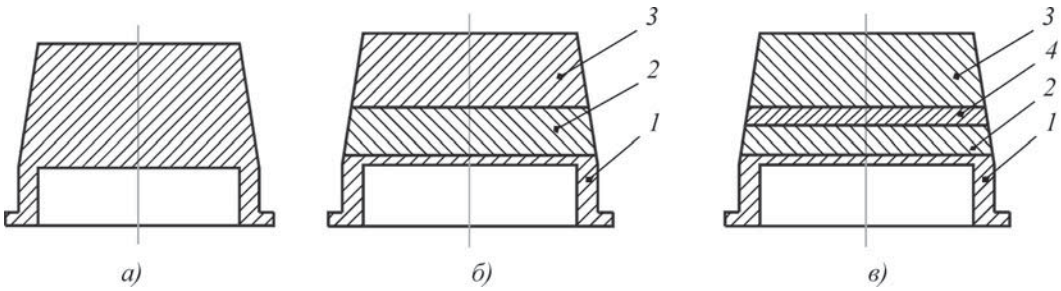


Рис. 1. Конструкции монолитного (*а*), трехслойного (*б*) и четырехслойного (*в*) катодов

ления и скоростью испарения, так же как и для раздельных металлических катодов, довольно сложно обеспечить оптимальные технологические параметры процесса.

Существование катодных пятен на тугоплавком металле энергетически менее выгодно и область перемещения катодных пятен ограничивается по преимуществу легкоплавким металлом. В итоге эрозия компонентов составных катодов происходит с разной скоростью. Поскольку скорости испарения у различных компонентов разные, то обеспечить воспроизводимость химического состава получаемых многокомпонентных покрытий довольно сложно.

Одним из новых направлений катодного материаловедения стало получение многокомпонентных катодов методами порошковой металлургии. Традиционно порошковые композиционные материалы получают холодным прессованием и спеканием или горячим прессованием.

Методы порошковой металлургии позволяют получать самые разнообразные по составу многокомпонентные и многофазные материалы, в том числе композиционные материалы на основе тугоплавких соединений, которые трудно или невозможно получить сплавлением. Однако эти технологии являются энергоемкими, многостадийными, требуют дорогостоящих печей с защитной атмосферой или вакуумом.

Альтернативой технологиям печного синтеза и спекания служит *самораспространяющийся высокотемпературный синтез* (СВС) [4]. В основе СВС лежат реакции экзотермического взаимодействия химических элементов или соединений, протекающих в режиме горения. Процесс синтеза целевого продукта идет за счет тепла химических реакций и не требует внешней энергии для нагрева.

Высокая температура СВС-процесса (2500 °С и выше) обеспечивает синтез многокомпонентных и композиционных материалов на основе тугоплавких соединений непосредственно в волне горения.

Кроме того, высокие температуры горения способствуют самоочистке продуктов СВС от адсорбированных на поверхности порошкообразных компонентов газов и легкоплавких примесей. В результате содержание примесей в синтезированном материале составляет не более 0,1 %. Высокоэкзотермические реакции позволяют вводить в порошковую смесь реагентов инертные компоненты и получать самые разнообразные по составу материалы.

В настоящей статье приведены результаты по отработке конструкции и технологии получения в одну стадию методом СВС-прессования металлокерамических заготовок многокомпонентных катодов сложной формы на основе тугоплавких соединений для электродуговых испарителей в серийных установках "Юнион" для ионно-плазменного осаждения покрытий.

Штатный катод для установок ионно-плазменного напыления покрытий имеет форму усеченного конуса с водоохлаждаемой цилиндрической донной частью диаметром 54 мм (рис. 1, *а*).

Методом СВС-прессования в сыпучей оболочке невозможно получить высокоплотное изделие такой сложной формы, поэтому была разработана конструкция слоистого катода (рис. 1, *б*, *в*). Такой катод состоит из цилиндрического металлического основания *1*, имеющего форму водоохлаждаемой донной части штатного катода, испаряемого рабочего слоя *3* из тугоплавких продуктов СВС целевого состава, слоя СВС-припоя *2*, обеспечивающего соединение рабочего слоя *3* с основанием катода *1*, а также промежуточного слоя *4* (при необходимости).

Было разработано и изготовлено специальное устройство для СВС-прессования слоистых металлокерамических заготовок-полуфабрикатов цилиндрической формы, привариваемых (или припаиваемых) непосредственно в процессе СВС-прессования к металлическому основанию (рис. 2).

Предварительно односторонним прессованием в цилиндрической матрице получали слоистые порошковые шихтовые заготовки диаметром 54 мм с относительной плотностью 0,5...0,55. Затем на гидравлическом прессе мод. Д-1932 в цилиндрической пресс-форме-реакторе диаметром 125 мм с песчаной засыпкой осуществляли синтез и силовое компактирование горячих продуктов синтеза.

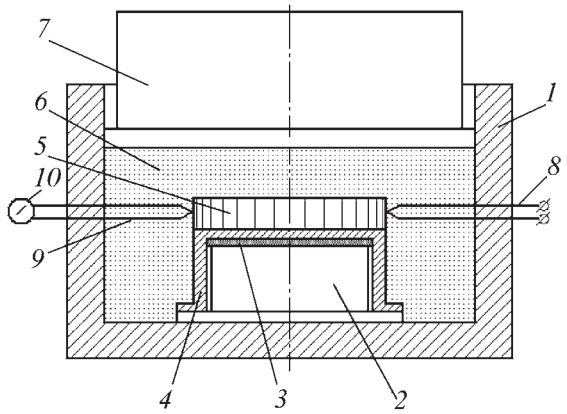


Рис. 2. Схема устройства для СВС-прессования катодов на металлическом основании:
1 – пресс-форма-реактор; *2* – жесткая опора; *3* – теплоизолятор; *4* – металлическое основание катода; *5* – шихтовая многослойная заготовка; *6* – речной песок; *7* – пуансон; *8* – спираль-нагреватель; *9* – термопара; *10* – милливольтметр

Силовые параметры процесса во всех экспериментах были неизменными и составляли: давление подпрессовки 18 МПа; максимальное давление прессования 125 МПа; время задержки прессования 3...5 с; время выдержки под давлением 20...25 с.

После извлечения из пресс-формы-реактора синтезированные заготовки для исключения их растрескивания при остывании помещались в печь, предварительно разогретую до температуры 700...750 °С, и затем охлаждались вместе с печью до комнатной температуры.

Внешний вид синтезированной заготовки показан на рис. 3, *а*. Шлифованием синтезированной части заготовки получали конусную часть и плоскую поверхность вершины катода (рис. 3, *б*).

Длительность одного цикла СВС-прессования составляет 10...15 мин. Изготовление аналогичного изделия спеканием инертных порошков длится несколько часов. Отсутствие дорогостоящего оборудования для спекания, низкая энергоемкость, высокая производительность процесса синтеза и формообразования обусловливает более низкую себестоимость СВС-катодов по сравнению со спеченными катодами аналогичного типа.

При отработке технологии СВС-компактирования металлокерамических заготовок слоистых многокомпонентных катодов решали следующие задачи:

1) подбор целевых составов многокомпонентного рабочего слоя катода, которые бы уплотнялись до беспористого состояния и не растрескивались как в ходе СВС-прессования, так и при охлаждении до комнатной температуры;

2) подбор составов и толщин слоя СВС-припоя и промежуточного слоя, обеспечивающие сплошное соединение (сварку или пайку) всех слоев, включая рабочий слой, между собой и с металлическим основанием и сохранение сплошного соединения при охлаждении без растрескивания слоев;

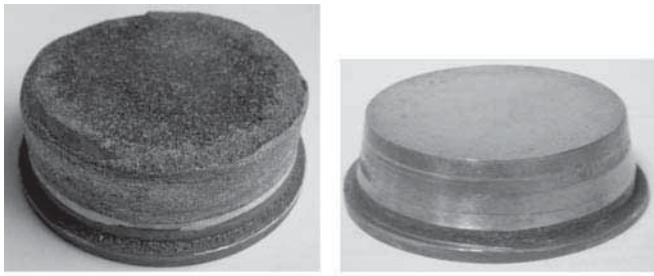
3) исключение образования макротрещин в рабочем слое при механической обработке синтезированной заготовки.

В результате исследований подобраны составы СВС-припоев для качественного соединения рабочего слоя с металлическими основаниями двух видов: из титанового сплава ВТ1-00 и коррозионно-стойкой стали 12Х18Н9Т.

Для титановых оснований наилучший результат получен при наличии тонкостенного бортика толщиной 1 мм и высотой 3 мм по периметру контактной поверхности с СВС-припоем составов TiB–10 % Ti и TiB–25 % Ti, а для стальных оснований – без бортика, при использовании СВС-припоя TiB_2–45 % Cu и промежуточного слоя TiB_2–75 % (Cu–30 % Ni). (Здесь и далее указаны % мас.)

Исследована возможность получения катодов с рабочими слоями из многокомпонентных материалов на основе использования высокоэкзотермичных СВС-систем Ti–C и Ti–B с добавлением других компонентов (Al, Si, Ni, Cu).

Наиболее высокую технологичность при СВС-прессовании и механической обработке показали материалы на основе нестехиометрического карбида титана $TiC_{0,5}$, синтезированные в системе Ti–C: $TiC_{0,5}$–25 % Al; $TiC_{0,5}$–30 % Al; $TiC_{0,5}$–50 % $Ti_{0,4}Al_{0,6}$; $TiC_{0,5}$–20 % Si; $TiC_{0,5}$–25 % (Al–3 % Si); $TiC_{0,5}$–20 % (Al–10 % Si); $TiC_{0,5}$–25 % (Al–10 % Si); $TiC_{0,5}$–50 % ($Ti_{0,4}Al_{0,6}$–10 % Si); $TiC_{0,5}$–10 % (Cu–30 % Ni); $TiC_{0,5}$–15 % (Cu–30 % Ni).



а) *б)*

Рис. 3. Металлокерамическая заготовка катода (*а*) и изготовленный из нее катод (*б*) с рабочим слоем системы Ti–C–Al для нанесения ионно-плазменного покрытия на установке "Юнион"

Материалы рабочего слоя на основе системы Ti–B оказались значительно менее технологичными. Для получения бездефектных заготовок и катодов эти материалы должны были содержать достаточное количество свободного титана в качестве пластичной связки: в системе Ti–B–Al – не менее 35 %; в системе Ti–B–Si – не менее 10 %.

Содержание алюминия и кремния в системах Ti–B–Al и Ti–B–Si не должно было превышать 23 и 15 % соответственно: (TiB–35 % Ti)+15 % Al; (TiB–35 % Ti)+20 % Al; (TiB–35 % Ti)+20 % $Ti_{0,4}Al_{0,6}$; (TiB–35 % Ti)+50 % $Ti_{0,4}Al_{0,6}$; (TiB–10 % Ti)+60 % Ti_5Si_3; (TiB–20 % Ti)+40 % Ti_5Si_3; (TiB–20 % Ti)+50 % Ti_5Si_3; (TiB–20 % Ti)+60 % Ti_5Si_3. Материалы системы Ti–B–Al–Si оказались нетехнологичными как при СВС-прессовании, так и при механической обработке.

Полученные СВС-катоды использованы для нанесения покрытия на подложке из быстрорежущей стали Р6М5 в атмосфере азота с применением модернизированной вакуумно-дуговой установки "Юнион".

Для всех катодов количество капельной фазы на поверхности покрытия примерно в 4 раза меньше, чем на традиционном покрытии TiN. Некоторые катоды позволили получить нанокомпозитные покрытия с уровнем физико-механических свойств значительно выше уровня свойств покрытия TiN.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Григорьев С.Н., Волосова М.А.** Нанесение покрытий и поверхностная модификация инструмента. М.: ИЦ МГТУ "СТАНКИН", Янус-К, 2007. 324 с.

2. **Левашов Е.А., Штанский Д.В.** Многофункциональные наноструктурированные пленки // Успехи химии. 2007. Т. 76. № 5. С. 501–509.

3. **Табаков В.П., Циркин А.В., Чихранов А.В.** Составные катоды для нанесения износостойких покрытий // Вестник Дмитровградского ин-та технологии, управления и дизайна. 2004. № 2. С. 45–47.

4. **Амосов А.П., Боровинская И.П., Мержанов А.Г.** Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов. М.: Машиностроение-1, 2007. 567 с.

Александр Петрович Амосов, д-р физ.-мат. наук,
mvm@samgtu.ru;
Александр Фёдорович Федотов, д-р техн. наук;
Андрей Александрович Ермошкин, аспирант;
Сергей Игоревич Алтухов, аспирант;
Кирилл Сергеевич Сметанин, аспирант;
Евгений Иванович Латухин, канд. техн. наук;
Виктор Николаевич Лавро, доцент

УДК 681.5.011

А.А. Грибков *(Московский государственный технологический университет "Станкин")*

Постановка задачи оптимального режима порционного дозирования материалов

Сформулирована концепция оптимального режима порционного дозирования. В соответствии с ней оптимальный режим дозирования представляет собой зависимость интенсивности подачи материала от времени, при которой обеспечивается максимальная производительность дозирования или минимизируются требования к точности элементов дозирующей системы. Рассмотрен идеализированный случай оптимального режима дозирования, при котором интенсивность подачи представляет собой гладкую (бесступенчатую) функцию от времени.

Concept of batching optimal regime if formulated. In conformity with the concept batching optimal regime is dependence of material feed rate on time when productivity of batching is maximal or requirements to accuracy of bathing system elements are minimal. Idealized case of batching optimal regime when dependence of material feed rate on time is smooth (stepless) function is considered.

Ключевые слова: порционное дозирование материалов; оптимизация; режим дозирования; производительность.

Keywords: materials batching; optimization; batching regime; productivity.

Дозирование материалов — одна из базовых технологических операций в хим ической, металлургической, пищевой и многих других отраслях. Производительность труда, экономическая эффективность производства в значительной мере определяются точностью и производительностью дозирования. Одним из наиболее важных частных случаев дозирования является порционное дозирование, т.е. объемное, весовое или объемно-весовое отмеривание (отвешивание) заданной порции материала.

Разработка технологии дозирования, как и разработка технологий в других областях, включает в себя две основные составляющие: разработку технологического оборудования (в данном случае дозатора или дозирующей системы) и определение параметров эксплуатации оборудования (в данном случае определение режима дозирования).

В частном случае технология дозирования может разрабатываться под уже имеющееся технологическое оборудование. В этом случае разработка технологии будет заключаться лишь в определении режима дозирования.

Концепция оптимального дозирования. Дозирование как процесс представляет собой подачу материала в виде потока с определенной интенсивностью (расходом) Q. В случае порционного дозирования подача материала происходит не постоянно, а в течение некоторого заданного интервала времени T, за который необходимо подать полную массу (объем) порции.

Режим дозирования – функция интенсивности подачи материала от времени $Q(t)$, зависящая также от физико-механических свойств дозируемого материала, точности дозирующей системы, текущего значения массы порции и других факторов.

Оптимальным будет такой режим, при котором обеспечивается удовлетворение одного из двух условий:

1. Режим дозирования обеспечивает максимальную производительность (минимальное суммарное время дозирования T) при заданных свойствах материала и параметрах дозирующей системы (зависимости погрешности дозирования от параметров потока материала и текущей массы или объема от дозированного материала).

2. Режим дозирования обеспечивает требуемую производительность (задаваемую через суммарное время дозирования T) и точность (задаваемую через допустимую абсолютную погрешность Δ) дозирования заданной порции (в случае весового дозирования – массы M) при минимальных требованиях к по-

стоянству физико-механических свойств дозируемого материала и точности дозирующей системы.

Оптимизацию, при которой осуществляется минимизация времени дозирования, назовем оптимизацией 1-го типа. Оптимизацию, при которой минимизируются требования к точности дозирующей системы – оптимизацией 2-го типа.

Оптимизация 2-го типа обычно требуется на стадии разработки дозирующей системы под конкретную задачу дозирования. Результатом оптимизации в данном случае являются минимально допустимые требования по точности дозирующей системы.

Количественная характеристика погрешности дозирующей системы. Для решения задачи оптимизации (в обоих случаях) необходимо ввести единую количественную характеристику, отражающую погрешность дозирующей системы (при заданных свойствах материала).

Важнейшим источником случайной погрешности порционного дозирования является непостоянство количества материала, дозируемого за время отключения подачи материала. Это проявляется, в частности, в непостоянстве массы материала в столбе падающего дозируемого вещества и в дисперсии интенсивности подачи материала при отключении. В результате случайная погрешность порционного дозирования главным образом определяется интенсивностью подачи материала: чем выше интенсивность подачи, тем больше погрешность.

Принимая во внимание определяющую роль интенсивности подачи, можно предположить, что искомая единая количественная характеристика погрешности дозирующей системы должна (в первом приближении) прямо пропорционально зависеть от интенсивности подачи материала. Поэтому искомая количественная характеристика погрешности дозирующей системы должна иметь размерность времени (произведение времени на интенсивность подачи дает массу). Назовем ее приведенной погрешностью времени дозирования K [1].

Физический смысл приведенной погрешности времени дозирования следующий: это время, за которое при заданной интенсивности подачи дозируется количество материала (масса или объем), равное абсолютной погрешности дозирования.

Для оценки погрешности дозирующей системы (например, при оптимизации 2-го типа) величину K можно принимать для каждой дозирующей системы приближенно постоянной. Для точных оптимизационных расчетов порционного дозирования при оптимизации 1-го типа следует использовать более сложные функции приведенной погрешности времени дозирования.

Идеализированный случай оптимального режима дозирования. Рассмотрим алгоритм определения оптимального режима дозирования на примере весового дозирования. Приведенная погрешность времени дозирования в общем случае является функцией интенсивности подачи и текущего значения массы (неполной) порции.

В предположении линейной зависимости приведенной погрешности времени дозирования от интенсивности подачи материала и текущего значения массы:

$$K = K_0 + kQ + hm, \tag{1}$$

где K_0, k, h — коэффициенты; m — текущее значение массы.

Оптимальный режим порционного весового дозирования (функция $Q(m, \Delta, K_0, k, h, t)$) определяется исходя из условия, что в каждый момент времени оставшаяся для дозирования масса как минимум в C раз больше текущей погрешности дозирования:

$$\int_t^T Q(m, \Delta, K_0, k, h, C, \tau)d\tau \geq CQ(m, \Delta, K_0, k, h, C, t)\times \\ \times\left(K_0 + kQ(m, \Delta, K_0, k, h, C, t) + \right. \\ \left. + h\int_0^t Q(m, \Delta, K_0, k, h, C, \tau)d\tau\right), \tag{2}$$

где C – коэффициент запаса по компенсации погрешности.

Данное условие продиктовано необходимостью компенсации текущей погрешности дозирования в ходе дальнейшего дозирования.

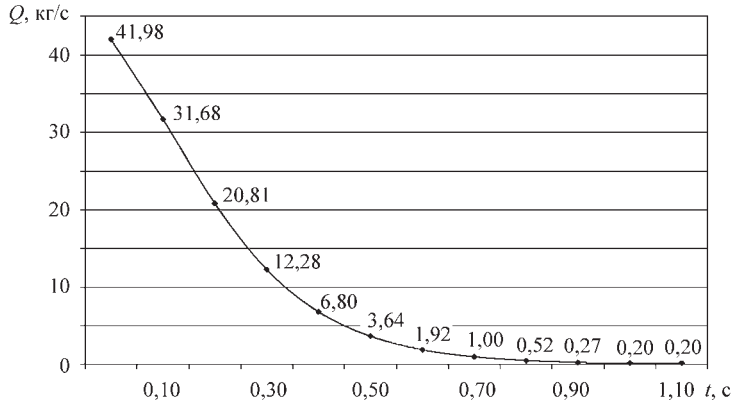
Поскольку суммарное время дозирования T неизвестно (решаем задачу его минимизации), целесообразно искать функцию $Q'(m', \Delta, K_0, k, h, C, t')$, обращенную во времени относительно исходной:

$$\int_0^{t'} Q'(m', \Delta, K_0, k, h, C, \tau)d\tau \geq \\ \geq CQ'(m', \Delta, K_0, k, h, C, t')\times \\ \times\left(K_0 + kQ'(m', \Delta, K_0, k, h, C, t') + \right. \\ \left. + h\left[M - \int_0^{t'} Q'(m', \Delta, K_0, k, h, C, \tau)d\tau\right]\right). \tag{3}$$

На практике интегрирование можно заменить суммированием. В результате рабочие зависимости для определения оптимального режима:

$$\begin{cases} Q'_i = \dfrac{m'_{i-1}}{C(K_0 + kQ'_{i-1} + h(M - m'_{i-1}))} \text{ при } Q' \geq Q_{\min}; \\ Q'_i = Q_{\min} \text{ при } Q'_i < Q_{\min}; \end{cases} \\ m'_i = m'_{i-1} + sQ'_{i-1}; \\ Q_i = Q'_{n-i};\ T_i = si;\ m_i = m'_{n-i};\ m'_n \to M, \tag{4}$$

где n – число интервалов времени s, за которое достигается полная масса порции M.



Бесступенчатое весовое дозирование

На рисунке приведен пример оптимального режима при условии $M = 10$ кг; $\Delta = 0{,}01$ кг; $K_0 = 0{,}1$ с; $k = -0{,}0005$ с^2/кг; $h = -0{,}005$ с/кг; $C = 3$.

Алгоритм оптимизации практически не изменяется при введении ограничения на максимум интенсивности. В этом случае к условиям системы (4) добавляется условие $Q_i' = Q_{\max}$ при $Q_i' > Q_{\max}$.

В рассмотренном выше примере определяли идеальную функцию интенсивности подачи от времени. В некоторых случаях целесообразно использовать ступенчатое изменение интенсивностей подачи материала [2]. Решение задачи оптимизации при этом существенно усложняется.

Выводы

1. Оптимальный режим порционного дозирования материала представляет собой функцию интенсивности подачи материала от времени, при которой обеспечивается минимальное суммарное время дозирования или минимизируются требования к точности дозирующей системы.

2. Решением задачи оптимизации режима порционного дозирования является бесступенчатая функция зависимости интенсивности подачи материала от времени, при которой в каждый момент времени погрешность дозирования меньше остатка дозируемой порции в заданное число раз C (коэффициент запаса).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Грибков А.А.** Новый подход к структуре дозирующих систем // Законодательная и прикладная метрология. 2001. № 3.

2. **Григорьев С.Н., Грибков А.А.** Оптимизация точности элементов дозирующей системы // Техника и технология. 2006. № 5.

Андрей Армович Грибков, канд. техн. наук,
andarmo@yandex.ru

УВАЖАЕМЫЕ ПОДПИСЧИКИ!

Научно-техническое издательство "МАШИНОСТРОЕНИЕ"

выпустило в свет полную подписку на журналы за 2007–2010 годы в электронном виде.
Стоимость одного номера составляет 100 рублей.
Полная подписка за 2007 г. выложена в открытом доступе
на нашем сайте **www.mashin.ru** бесплатно.

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 29.06.2011 г. Подписано в печать 09.08.2011 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,11. Заказ 537. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.