ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

№ 10 октябрь 2016

Председатель редакционного совета и главный редактор
ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц.

Зам. председателя редакционного совета:
ДЁМИН В.А., д.т.н., проф.
КОЛЕСНИКОВ А.Г., д.т.н., проф.

Зам. главного редактора
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
БОГАТОВ А.А., д.т.н., проф.
ГАРИБОВ Г.С., д.т.н., проф.
ГРОМОВ В.Е., д.ф.-м.н., проф.
ГУН И.Г., д.т.н., проф.
ЕВСЮКОВ С.А., д.т.н., проф.
ЕРШОВ М.Ю., д.т.н., проф.
КАСАТКИН Н.И., к.т.н., проф.
КИДАЛОВ Н.А., д.т.н., проф.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., к.т.н., доц.
КОТЕНОК В.И., д.т.н.
КОШЕЛЕВ О.С., д.т.н., проф.
КРУК А.Т., д.т.н., проф.
КУХАРЬ В.Д., д.т.н., проф.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НАЗАРЯН Э.А., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
СЕМЁНОВ Б.И., д.т.н., проф.
СУБИЧ В.Н., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А., д.т.н., проф.
ШЕРКУНОВ В.Г., д.т.н., проф.
ШЕСТАКОВ Н.А., д.т.н., проф.
ШПУНЬКИН Н.Ф., к.т.н., проф.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М., д.т.н., проф.
БАСТ Ю., Dr.-Ing. habil., prof.
ТУТМАН Т., Dr.Yur.
ЭРКСЛЕБЕН С., Dr.-Ing.

Ответственный за подготовку и выпуск номера
СЕРИКОВА Е.А.

Журнал зарегистрирован в РОСКОМНАДЗОРе. Свидетельство о регистрации ПИ № ФС 77-63952 от 09.12.2015

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, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Роготовский А.Н., Володин И.М., Шипельников А.А., Бобылева Н.А., Скаков С.В. Исследование взаимосвязи температуры со скоростью движения расплава на различных сечениях погружных стаканов в слябовом кристаллизаторе 3
Кидалов Н.А., Осипова Н.А., Поташова И.Е., Багаев Д.А. Природная органо-минеральная технологическая добавка для стержневых и формовочных смесей 8
Лебедев В.А., Яровицын А.В., Новиков С.В. Анализ существующих методов получения игольчатого феррита в металле сварного шва 11

Кузнечно-штамповочное производство

Сережкин М.А., Ступников В.П., Мельников Э.Л. Определение силы деформирования при вытяжке с прижимом с учетом налипания штампуемого материала на инструмент 19
Головкин С.А., Первов М.Л., Воздвиженская М.В., Скобелева А.С. Изотермическая штамповка точных заготовок лопаток газотурбинных двигателей под безразмерную обработку профиля пера 24

Прокатно-волочильное производство

Перетятько В.Н., Сметанин С.В. Повышение эксплуатационных характеристик трамвайных рельсов 28
Шапарев А.В., Савин И.А. Расчет совместной пластической деформации, необходимой для образования соединения металлов в холодном состоянии 32

Материаловедение и новые материалы

Унчикова М.В., Багетов В.В., Карпухин С.Д., Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г. Применение математического планирования эксперимента для оптимизации параметров высокотемпературного отжига интерметаллидного сплава ВКНА-25 37

Информация

Кокорин В.Н., Табаков В.П., Крупенников О.Г., Григорьев А.А., Кокорин М.В., Левушкин К.С. Исследование процесса контурной лазерной резки при реализации механической активации металлопроката 42
Лавриненко В.Ю. XIII Международная научно-техническая конференция "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем" в Севастопольском государственном университете 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 "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2016

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Press forging, foundry and other productions)

№ 10 October 2016

Chairman of Editorial Committee and Editor-in-chief
LAVRINENKO V.Yu.

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
KUKHAR' V.D.
LARIN S.N.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
SHESTAKOV N.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
TUTMANN T.
ERXLEBEN S.

This issue prepared with assistance of specialist
SERIKOVA E.A.

Journal is registered by ROSKOMNADZOR
The certificate of registration ПИ № ФС 77-63952, December 9, 2015.

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 Rossi" **39205**, catalogue "Pochta Rossii" **60261**) or immediately in the edition of the journal.

Ph.: (499) 268-47-19, 269-54-96
Http: //www.mashin.ru
E-mail: zpm@mashin.ru

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

Rogotovsky A.N., Volodin I.M., Shipel'nikov A.A., Bobyleva N.A., Skakov S.V. Study of relationship between temperature and melt flow velocity on various sections of submerged nozzles in slab mould 3
Kidalov N.A., Osipova N.A., Potashova I.E., Bagaev D.A. Natural organic and mineral technological addition for core and moulding sands 8
Lebedev V.A., Yarovitsyn A.V., Novikov S.V. Analysis of existing methods of obtaining of acicular ferrite in metal of weld seam 11

Forging and Stamping Production

Serezhkin M.A., Stupnikov V.P., Mel'nikov E.L. Determination of deforming load during drawing with blankholder with adhering of formed metal on tool 19
Golovkin S.A., Pervov M.L., Vozdvizhenskaya M.V., Skobeleva A.S. Isothermal forging of precise blades for gas-turbine engines for dimensionless processing of airfoil 24

Rolling and Drawing Production

Peretyat'ko V.N., Smetanin S.V. Increase of operational characteristics of tram rails 28
Shaparev A.V., Savin I.A. Calculation of joint plastic deformation required for formation of metals compounds in cold state 32

Physical Metallurgy and New Materials

Unchikova M.V., Bagetov V.V., Karpukhin S.D., Bazyleva O.A., Arginbaeva E.G. Application of mathematical planning of experiment for optimizing of parameters of high temperature annealing of intermetallic alloy VKNA-25 37

Information

Kokorin V.N., Tabakov V.P., Krupennikov O.G., Grigor'ev A.A., Kokorin M.V., Levushkin K.S. Study of improved contour laser cutting in implementation of mechanical activation of rolled metal 42
Lavrinenko V.Yu. XIII International scientific and technical conference "Dynamics, reliability and durability of mechanical and biomechanical systems" in Sevastopol state university 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"

© "Innovative Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2016

УДК 669.184

А.Н. Роготовский, И.М. Володин, А.А. Шипельников, Н.А. Бобылева, С.В. Скаков *(Липецкий государственный технический университет)*

Исследование взаимосвязи температуры со скоростью движения расплава на различных сечениях погружных стаканов в слябовом кристаллизаторе

Представлены результаты численного компьютерного моделирования детерминированного динамического режима разливки стали через погружные стаканы с рассекателем и ловушкой потока в слябовом кристаллизаторе машины непрерывного литья заготовок. Получены зависимости, объясняющие характер изменения температуры от скорости потоков расплава.

Ключевые слова: температура; скорость расплава; кристаллизатор; моделирование.

The results of numerical computer simulation of determined dynamic steel casting mode through submerged nozzles with flow divider and trap in continuous-casting slab mould are presented. Relations between melt velocity changes and temperature are received.

Keywords: temperature; melt flow velocity; mould; simulation.

Современные требования рынка металлопродукции к качеству листовой стали и товарных слябов постоянно повышаются, особенно по критериям наличия неметаллических включений различных морфологических типов, снижающих комплекс механических свойств металлоконструкций.

Проблема управления поведением неметаллических включений и кинетическими закономерностями формирования твердой бездефектной корочки слитка в процессе непрерывной разливки на современных машинах непрерывного литья заготовок (МНЛЗ) особенно остро стоит для ряда марок низкоуглеродистых автолистовых и сверхнизкоуглеродистых высококачественных сталей (IF-стали для трубопроводов особого назначения), например, стали 08Ю и 01ЮТ. Доля прокатной продукции из этих сталей для крупных металлургических комбинатов РФ, таких как ПАО "Северсталь" и ПАО "Новолипецкий металлургический комбинат", составляет не менее 30 %.

Типичными дефектами сталеплавильного происхождения горячекатаной или холоднокатаной полосы и реже подката из указанных марок сталей являются дефекты, которые образуются вследствие скопления неметаллических и шлаковых включений в приповерхностном (глубже 5 мм) слое макроструктуры вдоль широкой грани по малому радиусу МНЛЗ или по всему объему сляба.

Причины возникновения и методы предотвращения подобного рода дефектов подробно описаны в соответствующих технологических инструкциях. Однако до настоящего времени

не создана общая теория поведения шлаковых частиц различных размеров и плотности в кристаллизаторе, а также единого математического аппарата, позволяющего описать и спрогнозировать изменение качества макроструктуры сляба в зависимости от условий разливки [1—3].

Проблема поиска однозначной и функционально-жесткой взаимосвязи между конкретным технологическим параметром разливки и вероятностью образования определенного дефекта прогнозируемой морфологии является сложной и многофакторной задачей, в решении которой применяют различные методы, в том числе основанные на комбинировании статистического и численного анализа процесса разливки.

Фактор неопределенности влияния управляемых параметров разливки на уровень дефектности заготовок только по причинам неметаллических и шлаковых включений является труднопреодолимым на пути классического аналитического подхода к решению технологических ситуаций. В качестве примера на рис. 1 приведена слабая регрессионная связь между количеством забракованного металла (дефект типа "раскатанное загрязнение") и температурой расплава в промежуточном ковше по замерам в начале (T_1) и в конце (T_2) разливки плавки по данным 2015 г. одного из отечественных металлургических комбинатов.

Можно предположить, что именно повышенная температура расплава в промежуточном ковше МНЛЗ способствует снижению отсортировки металла по дефектам типа "слиточная плена" и "раскатанное загрязнение". Вероятный механизм воздействия — при прочих равных условиях максимально возможное увеличение температуры к верхней границе допустимых технологическим процессом значений для IF-сталей приводит к повышению температуры расплава на зеркале металла в кристаллизаторе, что снижает вязкость формируемых шлакообразующим порошком жидких шлаков, способных ассимилировать всплывающие включения и одновременно выполняющих функцию смазки.

Однако известно, что увеличение температуры разливаемого металла или повышение температуры перегрева при постоянной величине теплосъема с единицы поверхности сляба в кристаллизаторе приводит к увеличению вероятности образования горячих поперечных трещин на выходе из него вплоть до полного разрыва корочки в группе подбоя. Таким образом, представленную на рис. 1 зависимость невозможно рассматривать без учета хотя бы двух факторов:

1) тип покрытия и особенности конструкции кристаллизатора, предопределяющие характер циркуляции охлаждающей жидкости — воды, определяющие величину теплосъема по периметру и высоте кристаллизатора;

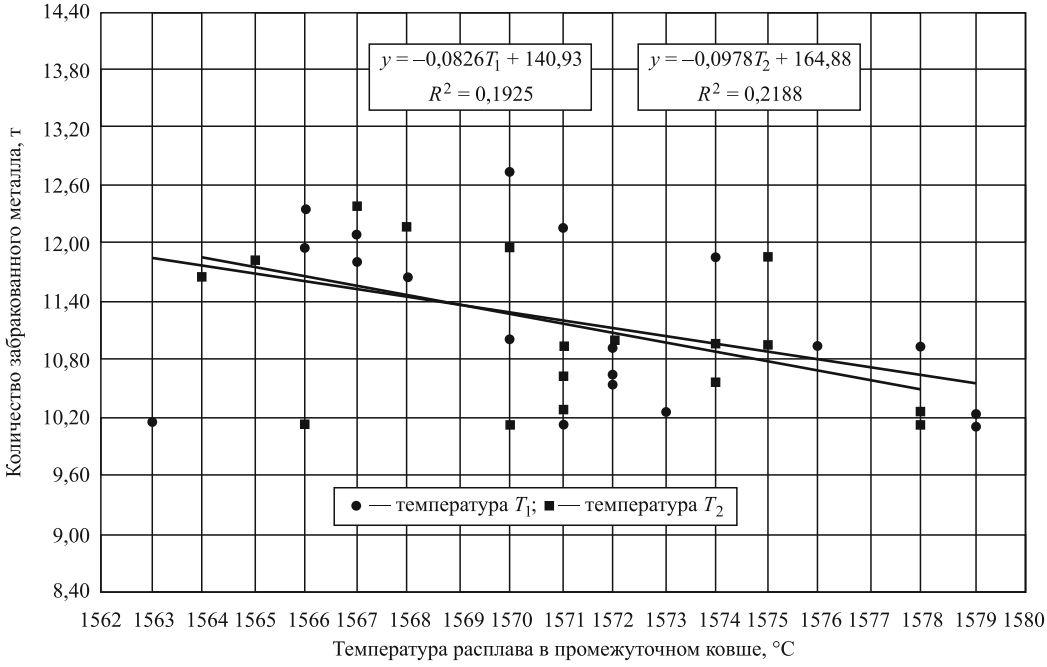


Рис. 1. Связь дефекта полосы с температурой металла в промежуточном ковше

2) тип погружного стакана и особенности его внутренней геометрии, центрирования и заглубления в кристаллизатор под уровень расплава, определяющих при заданной скорости разливки поведение микропотоков расплава и шлаковых (неметаллических) частиц на выходе из отверстий стакана и далее по всему объему кристаллизатора.

При этом необходимо знать тип конструкции МНЛЗ, размер вертикальной части зоны вторичного охлаждения (ЗВО), схему раскисления (отношение Al/Si/O) и средний химический состав разливаемой стали.

В последние 5—8 лет основные усилия отечественных специалистов-металлургов направлены на рассмотрение фактора разливки № 2 — конструкции погружных глуходонных стаканов для разливки толстых, классических и тонких слябов [1—5]. Можно выделить два основных метода исследования — холодное моделирование по критериальным моделям и компьютерное численное моделирование.

Компьютерное численное моделирование непрерывной разливки при условии рассмотрения процесса заполнения и движения расплава в кристаллизаторе обладает фундаментальным преимуществом — решение в современных CAE-системах типа "ANSYS" и "ProCast" одновременно двух типов задач — гидродинамической и тепловой. Гидродинамическая задача заключается в расчете поля скоростей и траекторий движения формируемых микропотоков расплава и шлаковых частиц, тепловая задача — в расчете поля нарастания твердой корочки вплоть до окончания участка ЗВО МНЛЗ, что ограничивается только аппаратными возможностями и временными факторами проведения моделирования.

Далее представлены результаты компьютерного моделирования процесса движения расплава в слябовом кристаллизаторе высотой 1000 мм согласно общим начальным и граничным условиям экспериментов [4]. Начальные условия расчетов и параметры сеточной 3D-модели выбраны максимально близкими к реальным условиям разливки сталей 08Ю и 01ЮТ на действующей криволинейной МНЛЗ с вертикальным участком ЗВО.

На рис. 2 (см. обложку) приведены растровые графики распределения скорости потоков и температуры расплава в конкретных точках-маркерах расчетной области модели в подшлаковой зоне кристаллизатора: расположение и конфигурация микрозон с максимальной температурой расплава (1540...1538 °С — температура поступающего металла из промежуточного ковша) полностью соответствуют параметрам микрозон с максимальной скоростью вторичных ("верхних" по отношению к горизонту выпускных отверстий стакана) микропотоков.

В данном случае степень соответствия температуры и скорости движения расплава предложено оценить уравнением регрессии — по значению R^2, F-теста (значение критерия Фишера), t-критерия (критерия Стьюдента для членов уравнения регрессии) и p-значения (также для членов уравнения регрессии). Последний параметр означает вероятность допущения ошибки первого рода и согласно статистическому анализу в металлургии принят меньшим или равным вероятности $\alpha = 0{,}05$, что соответствует уровню надежности аппроксимации данных предложенным уравнением 95 %.

Данную связь, полученную по прямым замерам температуры и скорости в точках-маркерах (см. рис. 2), можно считать слабой и малодостоверной по найденным значениям коэффициентов перед переменной X в уравнении парной регрессии. Это также можно объяснить тем фактом, что рассчитанные по сеточной 3D-модели значения технически сложно корректно перевести в соответствующие значения точек-маркеров в выбранном сечении по одной конкретной координате, например, Z — высота кристаллизатора или положение от "нулевой плоскости" — зеркала расплава.

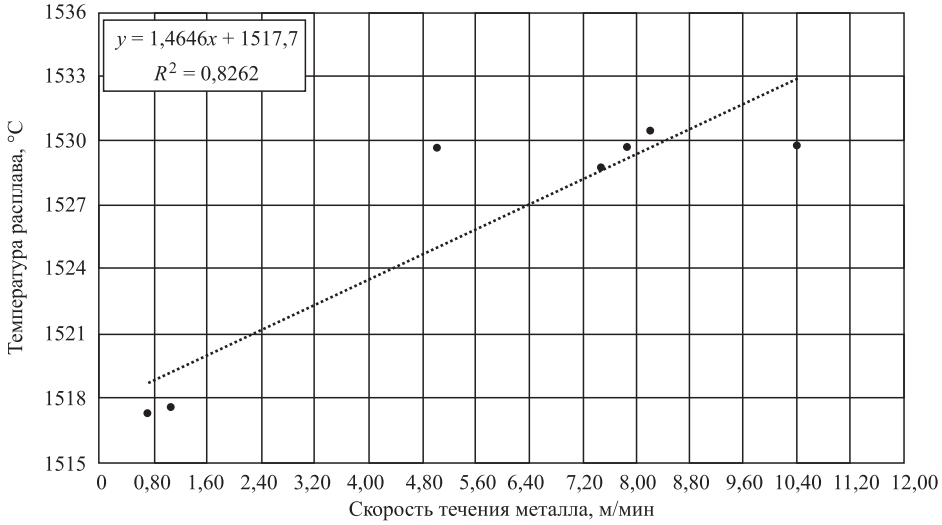
Таким образом, можно только предположить, что при использовании стакана с ловушкой температура расплава в меньшей степени зависит от средней скорости потоков в подшлаковой зоне: диапазон скорости составляет 0,05...1,67 м/мин, тогда как в случае использования стакана с центральным рассекателем — от 0,47 до 5,00 м/мин. Изменение температуры расплава при указанных скоростях движения расплава составляет для варианта с ловушкой — от 1524 до 1528 °С и для варианта с рассекателем — от 1525 до 1528,5 °С.

Размер зон с переходной фазой (твердожидкое состояние расплава при температуре менее 1490 и до 1400 °С) становится меньше для варианта конструкции стакана с рассекателем. Формируемые по центру кристаллизатора вторичные верхние потоки расплава коррелируют

с первичными центральными потоками в плоскости выходных отверстий стакана и, вероятно, с нижними вторичными потоками, через изменение температуры и скорости движения микропотоков. В работе [1] приведены данные расчетов и их сопоставление с производственными данными.

На рис. 3 (см. обложку) показаны поля распределения скорости потоков и температуры расплава в точках-маркерах на глубине 170 мм от зеркала расплава в кристаллизаторе, что соответствует плоскости расположения выходных отверстий стакана с ловушкой: практически не прослеживается связь между численным значением температуры и скоростью потоков. Однако можно отметить равномерный характер распределения температуры в выбранной плоскости: максимальные значения в центральных зонах варьируются от 1521 до 1539 °С.

На уровне выходных отверстий стаканов с рассекателем диапазон скорости микропотоков составляет 0,70...10,40 м/мин при температуре 1517,3...1530 °С, пиковые значения скорости 29,68; 80,46 и 96,54 м/мин наблюдаются при температуре 1535,16...1539,4 °С. Данные зоны можно условно назвать зонами с микротурбулентным течением расплава. В случае стакана с ловушкой диапазон скоростей составляет 0,96...9,87 м/мин при температуре 1516...1530 °С с микротурбулентным течением от 95,16 до 103,41 м/мин, что соответствует средней температуре 1539 °С.



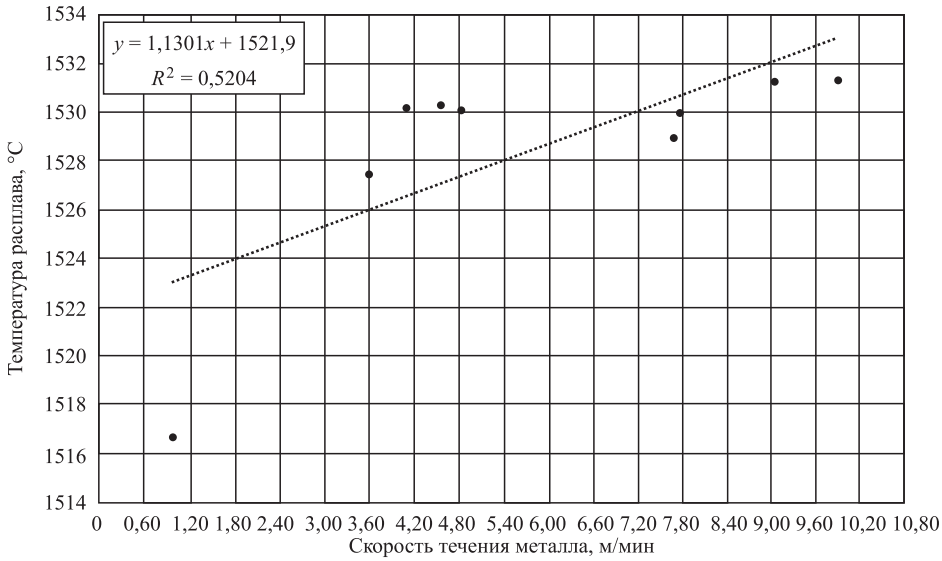


Рис. 4. Зависимость температуры от скорости движения микропотоков расплава на уровне выходных отверстий стакана:

а — с рассекателем; *б* — с ловушкой

На рис. 4, *а* представлена зависимость температуры расплава от скорости течения металла на уровне выходных отверстий для варианта конструкции с рассекателем.

Для стакана с рассекателем получено статистическое уравнение со следующими параметрами:

$$T_{170} = 1{,}465\text{v} + 1517{,}69;$$
$$R^2 = 0{,}8262;$$
$$F = 0{,}0045;$$
$$p = 8{,}1\cdot 10^{-14},$$

где v — скорость движения микропотоков расплава.

Значения критериев оценки адекватности и значимости уравнения полностью соответствуют принятым выше правилам, поэтому можно утверждать, что при данной конструкции стакана температура металла в выбранном горизонте, соответствующем глубине установки стакана под уровень металла в кристаллизаторе, в значительной степени зависит от скорости:

на каждые 0,8 м/мин приходится около 3 °С, а средняя температура практически соответствует средней температуре по сечению модели с ловушкой с разницей в 1,3 °С.

На рис. 4, *б* представлено корреляционное поле зависимости температуры расплава от скорости движения микропотоков на той же глубине жидкой лунки: коэффициент регрессии (R^2 = 0,5204) значительно ниже, чем для варианта с рассекателем, однако связь можно охарактеризовать как умеренно сильную. На каждые 0,6 м/мин увеличения скорости потоков приходится около 1,5 °С повышения температуры расплава из-за эффекта конвективного теплопереноса.

Расчетом установлено, что первичные потоки расплава на выходе из отверстий стакана при ширине кристаллизатора 1400 мм могут влиять на кинетику нарастания корочки в верхней трети высоты кристаллизатора из-за значительной степени зависимости температуры от кинетического напора при варианте конструкции стакана с рассекателем и в меньшей степени при использовании стакана с ловушкой. Эти расчеты требуют проверки на более широкой аналитической базе экспериментов, которые в настоящее время активно продолжаются на кафедре металлургических технологий Липецкого государственного технического университета.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Смирнов А.Н., Верзилов А.П.** Погружные стаканы для непрерывной разливки слябов на МНЛЗ // Черная металлургия. 2011. № 9 (1341). С. 42—52.

2. **Гущин В.Н., Куклеев А.В., Паршин В.М.** Гидростабилизирующие способы подвода расплава в слябовые кристаллизаторы МНЛЗ // Сталь. 2007. № 7. С. 16—19.

3. **Investigation** of fluid flow and steel cleanliness in the continuous casting strand / Zhang L., Yang S., Cai K., Li J., Wan X., Thomas B.G. // Metallurgical and Materials Transactions B. 2007. Vol. 38b. P. 63—68.

4. **Возможности** моделирования непрерывной разливки стали в детерминированном динамическом режиме работы слябовой МНЛЗ / Н.А. Бобылева, А.А. Шипельников, А.Н. Роготовский, В.В. Семенихин // Materiály XII mezinárodní vědecko — praktická konference "Věda a technologie: krok do budoucnosti 2016". 2016. № 3. P. 47—55.

5. **Исследование** и моделирование процесса непрерывной разливки стали с помощью современных CAE-i-CAD-систем / А.А. Шипельников, А.Н. Роготовский, Н.А. Бобылева и др. // Вестник Липецкого государственного технического университета. 2016. № 1 (27). С. 38—45.

Александр Николаевич Роготовский, канд. техн. наук,
arogotovskij@yandex.ru;
Игорь Михайлович Володин, д-р техн. наук;
Алексей Александрович Шипельников, канд. техн. наук;
Наталия Александровна Бобылева;
Сергей Викторович Скаков

Читайте в следующем номере

- **Жилин С.Г., Комаров О.Н., Соснин А.А., Предеин В.В.** Получение отливок повышенной размерной точности по комбинированным литейным моделям из алюмотермитных и воскообразных смесей
- **Десницкий В.В., Матвеев И.А., Десницкая Л.В.** Деформационные процессы при формировании ответственных стальных отливок
- **Овчинников В.В., Парфеновская О.А., Манаков И.Н., Гуреева М.А.** Особенности сварки литейного сплава ВАЛ16 с деформируемым сплавом 1151

УДК 621.742.4

Н.А. Кидалов, Н.А. Осипова, И.Е. Поташова, Д.А. Багаев
(Волгоградский государственный технический университет)

Природная органоминеральная технологическая добавка для стержневых и формовочных смесей

Исследованы новые формовочные материалы природного происхождения, одним из которых является сапропель озер Волго-Ахтубинской поймы. Полученные результаты исследования позволяют рекомендовать сапропель в качестве технологической добавки в формовочные и стержневые смеси.

Ключевые слова: формовочные материалы; технологическая добавка; сапропель; формовочные смеси; стержневые смеси.

New moulding materials of natural origin, one of which is sapropel of Lakes of Volga-Ahtuba flood-plain, are studied. The results of the study allow to recommend the sapropel as technological addition for moulding and core sands.

Keywords: moulding materials; technological addition; sapropel; moulding sands; core sands.

Создание и внедрение производительных технологических процессов изготовления стержней и форм основывается, в том числе, и на использовании новых формовочных материалов. Базой для разработки новых формовочных материалов могут служить природные источники. Например, сапропель — природный глинистый материал, донное отложение пресных водоемов, состоящее из органического вещества и минеральных примесей, формирующееся в результате биохимических, микробиологических и физико-механических процессов из остатков растительных и животных организмов, населяющих озеро [1].

Известно использование сапропеля для изготовления стержней и форм в литейном производстве [2]. Современный аспект этого вопроса — это определение источников данного материала в пределах региона расположения промышленного предприятия и изучение его применимости в качестве технологической добавки. Донные отложения многочисленных мелких рек и озер Волго-Ахтубинской поймы богаты сапропелем. *Цель исследования* — изучение свойств формовочных и стержневых смесей, содержащих сапропель местных озер.

Сапропель в исходном состоянии имеет кислотность от 5,0 до 8,5 pH и массовую долю влаги до 60 %. Процесс подготовки данного материала для промышленного использования в качестве технологической добавки в составах стержневых и формовочных смесей заключается в его обезвоживании путем вымораживания, затем просушивания, дробления и просеивания через сито 016.

Для проведения исследования были отобраны пробы сапропеля из трех озер Волго-Ахтубинской поймы. В соответствии с ГОСТ 3226—93 исследовали коллоидальность группы сапропелей и предела прочности при сжатии во влажном состоянии по технологической пробе следующего состава: песок $2K_2O_202$ — 90 мас. ч., сапропель — 10 мас. ч. в сравнении с бентонитом марки $C2T_2$.

Результаты исследования показали, что коллоидальность сапропелей соответствует низкой норме (8...14 %). Этим объясняются невысокие значения предела прочности технологических проб во влажном состоянии (рис. 1), однако сапропель можно квалифицировать как глинистый материал, пригодный для использования в формовочных и стержневых смесях в качестве технологической добавки.

Далее изучали свойства песчано-глинистых и жидкостекольных смесей, содержащих в качестве технологической добавки сапропель, отобранный из трех озер (пробы 1—3). Состав и свойства песчано-глинистых смесей представлены в табл. 1.

Установлено, что смеси 1, 2 и 3, содержащие 10 мас. ч. сапропеля, имеют показатели технологических свойств ниже, чем выбранная для сравнения эталонная смесь 2э (см. табл. 1). Дальнейший эксперимент пока-

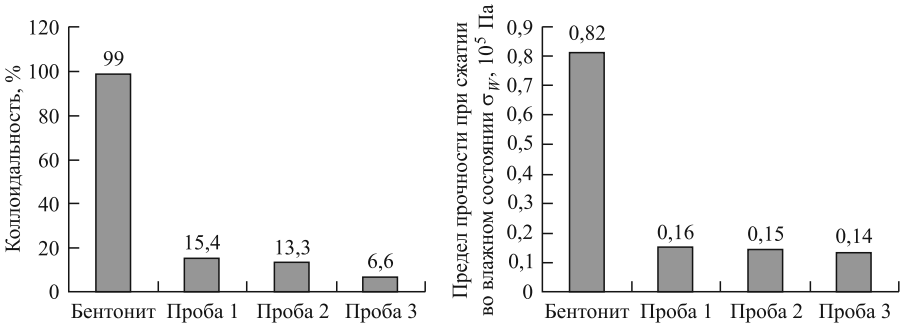


Рис. 1. Свойства сапропелей (пробы 1—3) из озер Волго-Ахтубинской поймы

зал, что количественные вариации содержания сапропеля позволили найти оптимальный вариант. Так, песчано-глинистые смеси 1д, 2д и 3д, содержащие 5 мас. ч. бентонита и 5 мас. ч. сапропеля, не уступают по свойствам эталонной смеси 2э, в состав которой входит 10 мас. ч. бентонита (рис. 2). Таким образом, сапропель можно рекомендовать в качестве технологической добавки в песчано-глинистые смеси, сократив при этом содержание бентонита в 2 раза и одновременно улучшив технологические свойства смесей.

Свойства жидкостекольных смесей с технологической добавкой сапропелей исследовали в сравнении с жидкостекольными смесями, содержащими глину (бентонит), а также смесями, не содержащими глину (табл. 2).

Технологические свойства смесей, в состав которых входил сапропель каждого из трех озер последовательно — смеси 3, 4, 5 (см. табл. 2), находятся на уровне свойств эталонных образцов — смеси 1, 2 (см. табл. 2) и

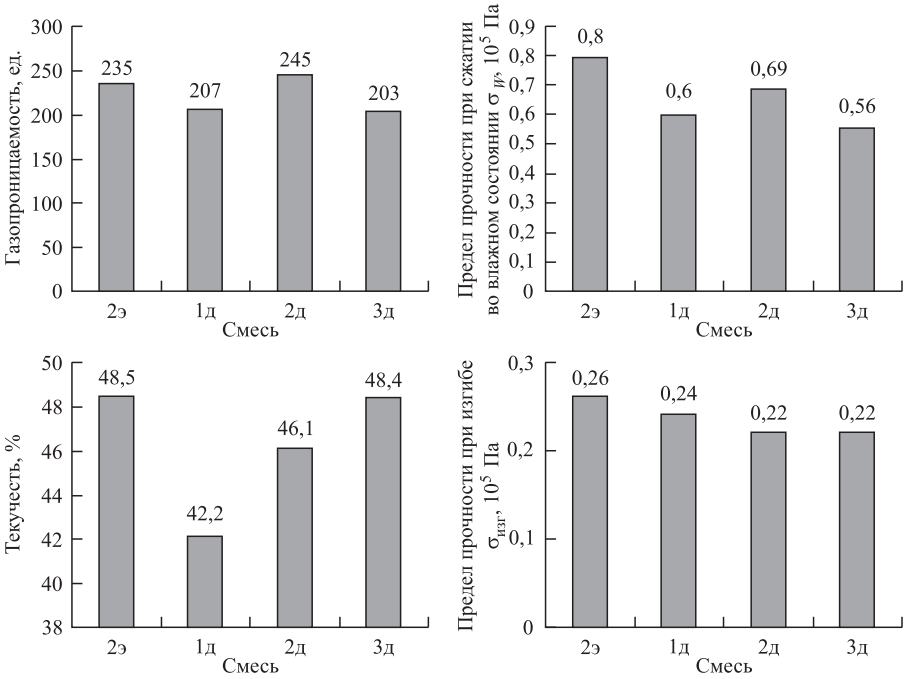


Рис. 2. Свойства песчано-глинистых смесей, содержащих 5 % сапропеля

1. Состав и свойства песчано-глинистых смесей, содержащих сапропель

Обозначение смеси	Состав смеси, мас. ч.					Свойства смесей				
	Песок Орловского карьера $2K_2O_202$	Бентонит $C2T_2$	Сапропель			Влажность, %	Газопроницаемость, ед.	Предел прочности, 10^5 Па		Текучесть, %
			Проба					при сжатии во влажном состоянии σ_W	при изгибе $\sigma_{изг}$	
			1	2	3					
1э	90	5	—	—	—	5,0	323	0,28	0,18	25,0
2э	90	10	—	—	—	4,0	235	0,8	0,26	48,5
1	90	—	10	—	—	3,0	117	0,25	0,13	47,1
1д	90	5	5	—	—	3,0	207	0,6	0,24	42,2
2	90	—	—	10	0	3,5	166	0,4	0,19	44,8
2д	90	5	—	5	—	3,0	245	0,69	0,22	46,1
3	90	—	—	—	10	2,0	144	0,14	0,11	36,2
3д	90	5	—	—	5	2,0	203	0,56	0,22	48,4

2. Состав и свойства жидкостекольных смесей, содержащих сапропель

Обозначение смеси	Состав смеси, мас. ч.						Свойства смесей						
	Песок Орловского карьера $2K_2O_202$	Жидкое стекло	Бентонит $C2T_2$	Сапропель			Влажность, %	Газопроницаемость, ед.	Предел прочности при сжатии во влажном состоянии $\sigma_и$, 10^5 Па	Предел прочности в отвержденном состоянии, 10^5 Па		Гигроскопичность, %	Осыпаемость, %
				Проба						при сжатии $\sigma_{сж}$	при растяжении $\sigma_т$		
				1	2	3							
1	94	6	—	—	—	—	4,0	413	0,2	26,0	23,0	0,8	0,3
2	94	6	2	—	—	—	4,0	407	0,63	25,0	17,7	0,9	0,3
3	94	6	—	5	—	—	3,0	297	0,37	25,0	16,4	0,6	0,4
4	94	6	—	—	5	—	4,0	343	0,36	25,0	8,3	0,6	0,5
5	94	6	—	—	—	5	3,0	300	0,26	24,6	9,8	0,6	0,4

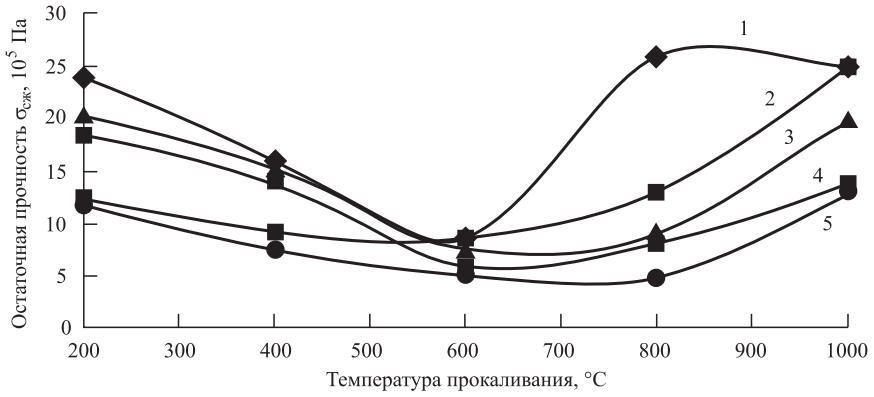


Рис. 3. Остаточная прочность при сжатии жидкостекольных смесей (1—5), содержащих сапропель

соответствуют требованиям технических условий на смеси формовочные и стержневые.

Исследования влияния сапропелей на остаточную прочность жидкостекольных смесей проводили методом высушивания образцов диаметром 50 мм и высотой 50 мм при температуре 150 °С в течение 30 мин и затем прокаленных при температурах 200; 400; 600; 800 и 1000 °С в течение 45 мин.

Полученные данные (рис. 3) подтверждают известный механизм поведения жидкостекольных смесей (см. кн.: Лясс А.М. Быстротвердеющие смеси. М.: Машиностроение, 1965. 322 с.). В интервале температур 800...1000 °С остаточная прочность жидкостекольных смесей, содержащих сапропель, в 2,5—3 раза ниже по сравнению с обычными, жидкостекольными смесями. Это объясняется выгоранием органической части сапропеля и потерей массы до 40 %, что подтверждается результатами дифференциально-термического анализа.

Результаты исследований свойств сапропелей, а также технологических свойств формовочных и стержневых смесей, содержащих сапропель, позволяют рекомендовать этот материал в качестве новой технологической добавки в песчано-глинистые и жидкостекольные смеси. Таким образом, расширяется ассортимент технологических добавок в формовочные и стержневые смеси [3], к тому же сапропель относится к природным возобновляемым экологически чистым материалам, источник которого расположен в непосредственной близости от месторасположения промышленных предприятий Волгограда.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **ТУ 0392-001-72640395—2010.** Удобрение органическое сапропелевое "Сапропель натуральный" / Г.В. Григорьев; ООО "Чулман".

2. **А. с. 208895, МПК B22d.** Смесь для изготовления стержней и форм в литейном производстве / С.Ш. Слепович, Р.В. Тимощенко, М.З. Лопотко; МТЗ. 1968.

3. **Использование** продуктов фильтрации растительных масел в формовочных смесях / Н.А. Кидалов, Н.А. Осипова, И.Е. Поташова // Литейное производство. 2014. № 8. С. 13—16.

Николай Алексеевич Кидалов, д-р техн. наук,
nich@vstu.ru;
Нионилла Александровна Осипова, канд. техн. наук;
Инна Евгеньевна Поташова, канд. экон. наук;
Дмитрий Александрович Багаев

УДК 621.791.92.042-418

В.А. Лебедев, А.В. Яровицын, С.В. Новиков
(Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, г. Киев)

Анализ существующих методов получения игольчатого феррита в металле сварного шва

Представлен анализ существующих методов получения игольчатого феррита в морфологии металла сварного шва. Приведены критерии оптимального содержания игольчатого феррита в металле от содержания и типа легирующих элементов. Рассмотрены сварочные технологии и материалы для формирования шва с высокими механическими свойствами и особенно ударной вязкостью. Показаны структурные составляющие, формирующиеся параллельно с игольчатым ферритом, и их влияние на микроструктуру и свойства сварного шва.

Ключевые слова: игольчатый феррит; сварной шов; ударная вязкость; микроструктура; бейнит; полигонизационная граница; МАК-фаза.

Analysis of existing methods of obtaining of acicular ferrite in morphology of weld seam metal is presented. The criteria of optimal include of acicular ferrite in metal from alloying element's content and its types are showed. The welding technologies and materials for formation of weld seam with high mechanical properties and impact strength espesionally are considered. The structural components are forming in parallel with acicular ferrite and their influence on microstructure and properties of weld seam are showed.

Keywords: acicular ferrite; weld seam; impact strength; microstructure; bainite; poligonization border; MAC-phase.

Одним из широко известных и эффективных технологических методов повышения технологической прочности сварного шва является применение периодического силового или термического воздействия на расплав сварочной ванны. Результатом такого воздействия является мелкозернистая равноосно-дендритная структура. Однако в случае сварки низколегированных и низкоуглеродистых сталей актуальной проблемой является существенное снижение ударной вязкости металла шва, решение которой заключается не только в обеспечении мелкодисперсности структуры, но и в формировании предпочтительных структурных составляющих в процессе кристаллизации.

Такой структурной составляющей является игольчатый феррит, что особенно актуально при сварке низкоуглеродистых сталей с содержанием углерода 0,02...0,05 % [1].

На сегодняшний день "игольчатый феррит" как понятие, объединяющее комплекс микроструктур промежуточного превращения, окончательно еще не сформировано и подлежит корректировке в соответствии с дальнейшими исследованиями. Исходя из анализа различных структурных составляющих промежуточного превращения [2], принято считать, что игольчатый феррит представляет собой пакетную структуру, состоящую из реек бейнитного феррита [3], при практически полном отсутствии цементитных выделений внутри реек и по их границам. Особенностью данной фазы является достаточно узкий низкотемпературный диапазон ее формирования, лежащий между областями перлитного и мартенситного превращений [2], с обеспечением скорости охлаждения, лежащей в достаточно узком диапазоне ее изменения и зависящей от толщины свариваемого металла.

Для низколегированной стали толщиной 3 мм средняя скорость охлаждения в интервале температур минимальной устойчивости аустенита составляет 2...5 °С/с [4] (рис. 1). Это обусловливает обеспечение максимального снижения температуры превращения аустенита и соответствующих скоростей охлаждения, что достигается металлургическими или комбинацией металлургических и технологических методов.

В работе [4] рассмотрена технология многопроходной TIG-сварки неповоротных стыков

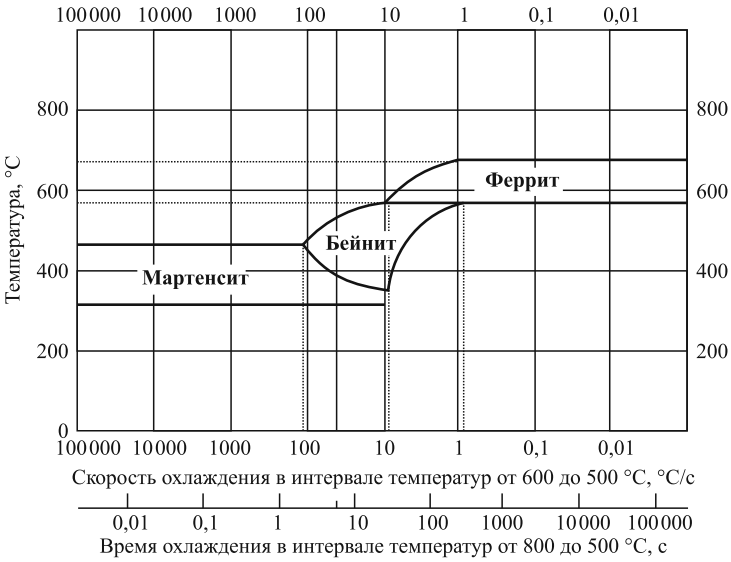


Рис. 1. Диаграмма изотермического распада аустенита при сварке стали 09Г2С [2]

труб из низколегированной стали 09Г2С, где в качестве технологического метода воздействия на структуру применены шагоимпульсный сварочный режим корня шва и импульсный режим облицовочного слоя со скоростью охлаждения на всех проходах 10 °С/с. В качестве металлургического метода использовано дополнительное легирование шва через проволоку марки Св-08Г2С, в результате чего была получена мелкозернистая структура металла шва без содержания мартенсита (рис. 2).

В работе [5] приведены результаты сравнительных исследований повышения износостойкости наплавленного металла. Наплавку осуществляли в пять слоев на пластины из стали 09Г2С с применением проволоки марки Нп30ХГСА диаметром 1,2 мм в среде CO_2. Эксперименты проводили с постоянной и импульсной подачей электродной проволоки. Исследование служебных характеристик наплавленного слоя показало, что в случае применения импульсной подачи проволоки при частоте импульсов 15...20 Гц и скважности 3...5 ед. уже в первом слое наплавленного металла характеристики износостойкости аналогичны пятислойной наплавке с постоянной подачей электродной проволоки, а при сравнении пятислойных наплавок износостойкость увеличивается в 1,2—1,4 раза.

Структура наплавленного металла с постоянной и с импульсной подачей электродной проволоки состоит из кристаллитов игольчатого феррита (HV 0,1 = 2360...2540 МПа), разделенных между собой ферритными прослойками толщиной до 2,5 мкм. При этом в случае импульсной подачи проволоки кристаллы имеют меньшую ширину и коэффициент формы, а также проявляется тенденция к ограничению длины кристаллитов, значительная часть из которых не превышает 210 мкм по сравнению с 640...700 мкм в случае постоянной подачи проволоки (рис. 3).

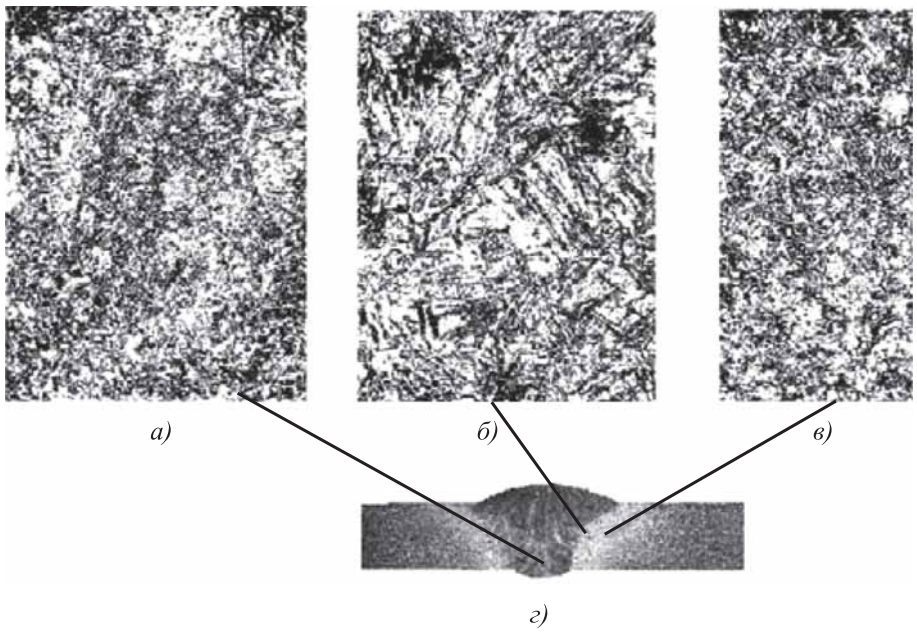
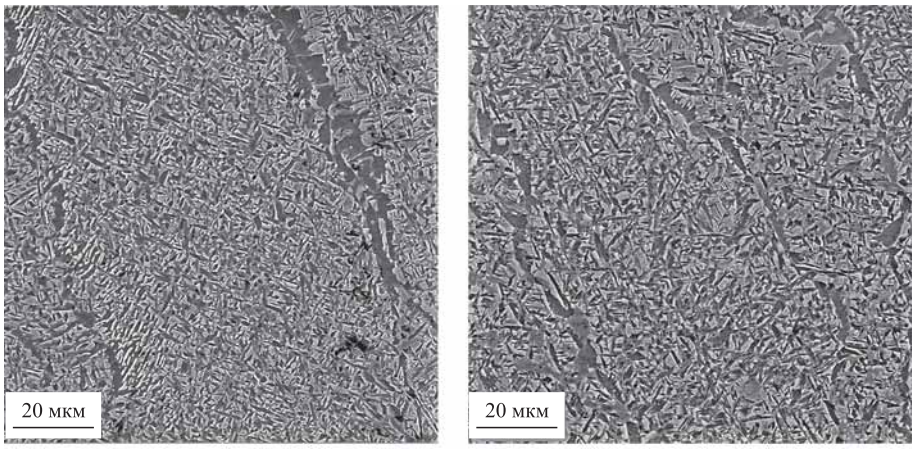


Рис. 2. Структура различных участков сварного шва стали 09Г2С, полученного в три прохода [4]:

а — литой металл промежуточного слоя; *б* — металл околошовной зоны ЗТВ вблизи линии сплавления; *в* — металл околошовной зоны ЗТВ с меньшим размером зерна; *г* — макроструктура сварного соединения; *а—в* — ×340

При импульсной подаче наблюдается также улучшение структуры игольчатого феррита: формирование более благоприятной формы кристаллитов, снижение объемной доли полигонального и пластинчатого феррита на их периферии и, предположительно, оптимизация морфологии и распределения МАК-фазы в составе игольчатого феррита.

Таким образом, в случае применения как технологиче-



а) *б)*

Рис. 3. Микроструктура наплавленного металла 30ХГСА (электронная микроскопия) [5]:

а — при постоянной подаче электродной проволоки; *б* — при импульсной подаче электродной проволоки

ского метода импульсных алгоритмов в режиме наплавки, возможно не только измельчение, но и улучшение структуры металла шва.

В качестве технологических методов кроме описаного выше можно применять другие технологии с периодическим силовым или тепловым воздействием на расплав сварочной ванны, которые подробно рассмотрены в работе [6]. Кроме того, положительные результаты дает применение предварительного наклепа перед сваркой и термической обработки.

Металлургические методы — легирование и модифицирование металла шва такими химическими элементами, как марганец, хром, никель, молибден, ванадий и др. и их комбинациями, что осуществляется выбором соответствующих сварочной проволоки и/или флюса.

Как показано в работе [4], содержание 1,7 % Mn способствует увеличению доли игольчатого феррита непосредственно в металле шва. В составе неметаллических включений марганец способствует перераспределению структуры, содержащей полигональный феррит, в сторону большего содержания в сварном шве игольчатого феррита, что определяет марганец как элемент-раскислитель и одновременно улучшает формирование сварного шва. Данные особенности обусловлены увеличением параметров решетки α-Fe от 2,869 до 2,873 Å [1].

В работе [1] приведены результаты экспериментальных исследований образцов, полученных наплавкой на низколегированную сталь (0,088 % C; 0,253 % Si; 0,44 % Mn; 2,16 % Ni; 0,27 % Mo; 0,47 % Cu; 0,40 % Cr; 0,020 % V; 0,01 % Al; 0,005 % S; 0,010 % P) порошковой проволокой марки Св-08ГА диаметром 4,0 мм под флюсами с различным кислородным потенциалом (флюс № 1: $\lg\pi_O = -0{,}83$; флюс № 2: $\lg\pi_O = -1{,}25$; флюс № 3: $\lg\pi_O = -1{,}70$).

Установлено, что легирование марганцем снижает температуру формирования α-фазы, но при этом не оказывает влияния на диапазон ферритного и бейнитного превращений (рис. 4). Влияния на кинетику распада аустенита погонной энергии экспериментально обнаружено не было, т. е. формирование структуры шва почти не зависит от скорости охлаждения. Это является важной технологической особенностью, так как в случае отклонения режима сварки от нормы структура, а следовательно, и свойства сварного соединения значительно не изменятся.

Размер области бейнитного превращения в случае легирования марганцем составляет ~150 °C [1], что способствует формированию игольчатого феррита, концентрация которого увеличивается со снижением температуры фазового перехода $\gamma \rightarrow \alpha$ (рис. 5). Снижение данного температурного диапазона обусловлено

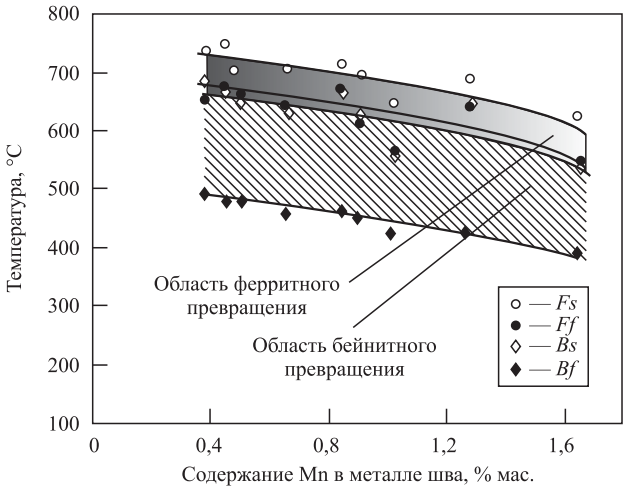


Рис. 4. Влияние содержания марганца на температурный диапазон структурных превращений в структуре металла шва [1]:

Fs, *Ff* — начало и конец ферритного превращения; *Bs*, *Bf* — начало и конец бейнитного превращения

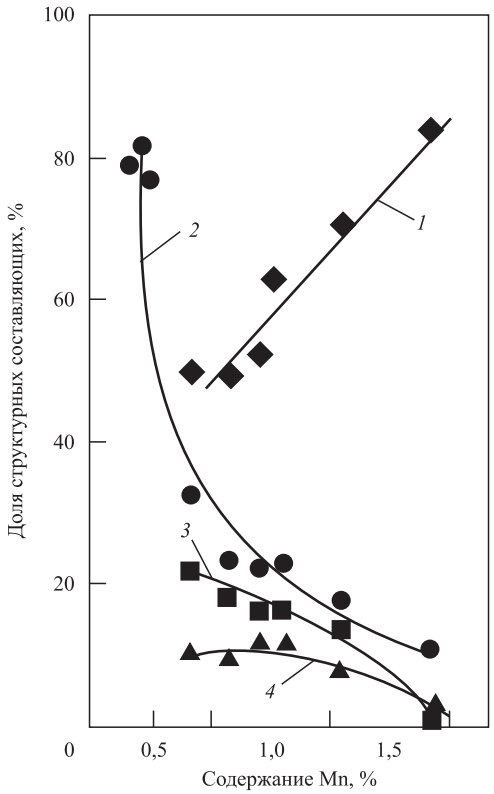


Рис. 5. Влияние содержания марганца на долю структурных составляющих [1]:

1 — игольчатый феррит; *2* — полиэдрический феррит; *3* — феррит со второй фазой; *4* — полигональный феррит

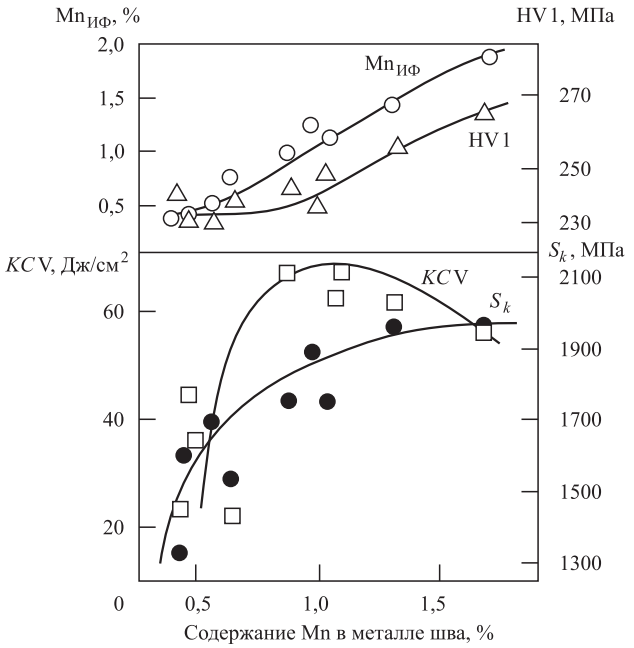


Рис. 6. Зависимости содержания марганца в игольчатом феррите $Mn_{ИФ}$ и механических свойств металла шва от содержания марганца в металле шва [1]:

HV1 — микротвердость структуры; *KC*V — ударная вязкость металла шва; S_k — истинное сопротивление разрыву

повышением концентрации марганца и уменьшением размера первичных аустенитных зерен с 340 до 170 мкм [1].

Экспериментальные данные также показали, что размер неметаллических включений в присутствии марганца составляет не более 1 мкм, а доля включений размером 0,5...1 мкм — не более 30...45 % [1].

Оптимальное сочетание содержания игольчатого феррита и значения ударной вязкости, а также стойкости против хрупкого разрушения было получено при содержании ~1,2 % Mn [1]. Однако увеличение содержания марганца более 1...1,2 % [1] ведет к росту его концентрации в зернах игольчатого феррита, что обусловливает повышение их микротвердости (рис. 6). Это в свою очередь служит причиной образования двойниковых границ, в результате чего показатель ударной вязкости не возрастает или снижается (с 80 до 50 %), несмотря на то что содержание игольчатого феррита в металле шва составляет 85 % [1].

Данный факт несколько противоречит данным работ [4, 7], согласно которым оптимальное содержание марганца составляет 1,7 % при содержании игольчатого феррита 50—60 %. В работе [7] уточнено, что получить игольчатый феррит в металле шва свыше 60 % можно только в случае его легирования никелем, молибденом или титаном.

В соответствии с этими представлениями в работе [1] исследовано комплексное влияние на структуру металла шва марганца и титана, полученного на низколегированной стали (марка не указана) с применением флюсов марок АН-348А, АН-72, 348К, опытных флюсов № 19 и № 19М, а также проволок марок Св-10Г1НМА и ЭП934. Влияние марганца на структуру оценивали по соотношению количества марганца в неметаллических включениях (MnO) к его содержанию в твердом растворе ($Mn_{т.р}$) — $(MnO)/Mn_{т.р}$. Так, при значениях этого показателя 0...15 марганец преимущественно находится в твердом растворе, что обусловливает образование полигонального феррита и как следствие снижение ударной вязкости. При значениях $(MnO)/Mn_{т.р}$ = 15...50 марганец находится в металле шва в виде неметаллических включений, что

способствует образованию игольчатого феррита и, соответственно, росту ударной вязкости.

Количество неметаллических включений при сварке под кислыми флюсами (2...3 %) существенно выше по сравнению с применением флюсов основного вида (~0,2 %). В случае кислых флюсов неметаллические включения представляют собой силикаты марганца, в случае основных — образуется небольшое количество оксидов алюминия и титана. С повышением основности флюса возрастает доля титана в структуре металла, что наблюдалось при сварке проволокой марок Св-10Г1НМА и ЭП934. В силу того, что проволоки этих марок содержат в своем составе повышенное количество титана, металл сварного шва имеет повышенное содержание игольчатого феррита (рис. 7), что является причиной содержания оксида титана в неметаллических включениях, находящихся в зернах первичного аустенита.

Влияние на структуру металла шва марганца и титана можно оценить с помощью комплексного соотношения, полученного в работе [7], определяющего уровень ударной вязкости с учетом влияния алюминия и кремния, входящих в состав сварочной проволоки и флюса:

$$KCV_{-20} = 4\{TiO_{in} + [Mn + 50Ti]\}/[Si + 10Al],$$

где TiO_{in} — содержание оксидов титана в неметаллических включениях, расположенных в теле ферритных зерен.

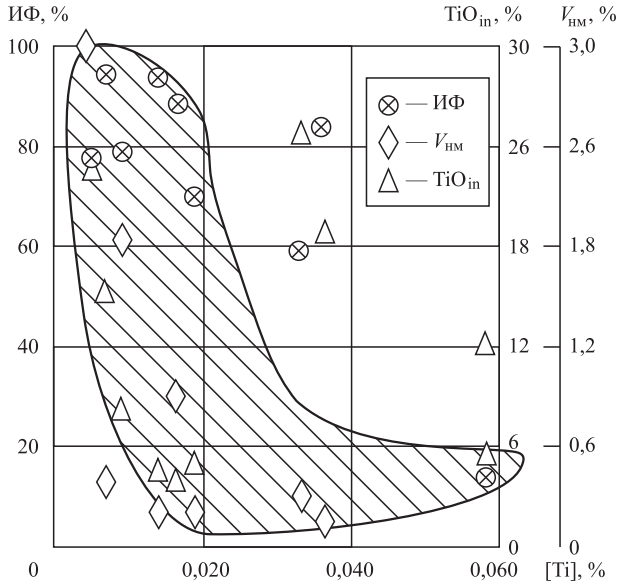


Рис. 7. Влияние содержания титана в металле шва на долю игольчатого феррита ИФ, объемную долю включений $V_{нм}$ и содержания оксида титана в неметаллических включениях TiO_{in} [7]

Данное соотношение можно использовать при выборе сочетания сварочных материалов при разработке технологии сварки низколегированных сталей.

Модификация металла шва низколегированной стали только оксидом титана приводит к снижению доли игольчатого феррита, а соответственно, и ударной вязкости [4].

Модификаторы на основе алюминия самостоятельно применяют редко, что обусловлено большой чувствительностью свойств структуры к содержанию алюминия, а его равномерное распределение по оси шва является технологически трудным [4].

Кремний применяют не только как раскислитель, снижающий содержание кислорода в шве, но и как элемент, способствующий выделению оксида марганца из стали. Эти особенности кремния способствуют увеличению ударной вязкости металла шва [4].

Модифицирование металла шва карбидообразующим элементом ниобием в количестве 0,02 % [4] способствует формированию мелкодисперсной структуры в результате образования термически стойкой карбидной смеси. Тот же эффект наблюдается и при введении в расплав ванадия, но с меньшей степенью эффективности. Совместное влияние ванадия и ниобия при сварке низколегированной стали обеспечивает невысокое значение комплекса структурно-фазовых характеристик.

Так, при сварке трубной низколегированной стали 10Г2ФБ с содержанием углерода 0,10...0,12 % с применением проволоки марки Св-08Г1НМА и плавленого флюса марки АН-60 (кислый тип) была получена структура крупнозернистого игольчатого феррита в количестве 30...40 % с коэффициентом формы 2...5 [8]. Остальными структурными составляющими являются полигональный феррит, находящийся внутри зерна и в межзеренном пространстве в количестве 14...20 %, единичные образования массивного феррита размером 60...120 мкм, а также МАК-фаза различной формы (рис. 8). Размер неметаллических включений 0,75...2,75 мкм.

Применение для сварки флюса нейтрального типа марки АН-67Б увеличивает количество игольчатого феррита до 50...55 % с коэффициентом формы 3...5. Содержание межзеренного полигонального феррита снижается до 7...10 %, а размер неметаллических вкючений состав-

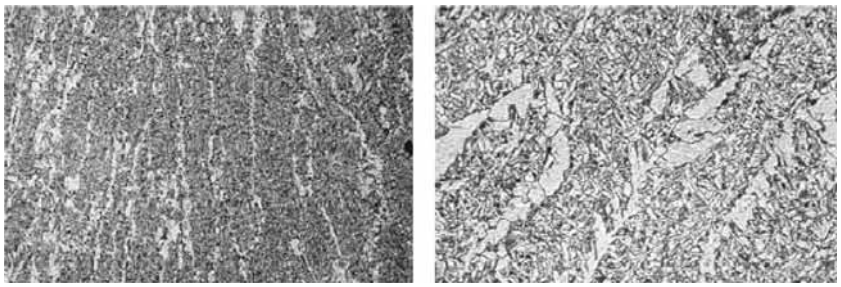


Рис. 8. Типы микроструктуры металла шва, полученного при сварке стали 10Г2ФБ (проволока Св-08Г1НМА, флюс АН-60) [8]. ×100

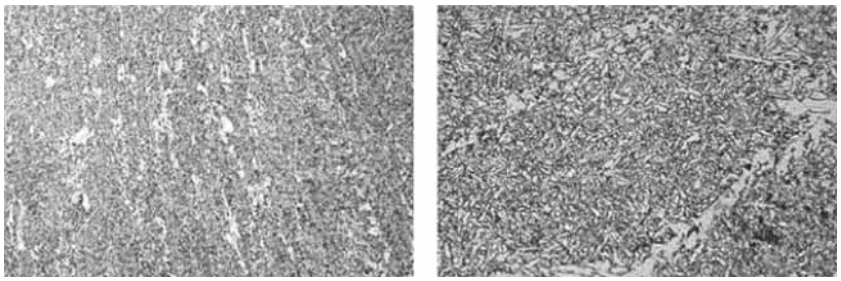


Рис. 9. Типы микроструктуры металла шва, полученного при сварке стали 10Г2ФБ (проволока Св-08Г1НМА, флюс АН-67Б) [8]. ×100

ляет 0,5...2 мкм (рис. 9), что улучшает качество металла шва по сравнению с результатами применения флюса марки АН-60.

Еще больше увеличить количество игольчатого феррита в металле шва с содержанием ниобия и ванадия можно за счет ввода в структуру металла титана и бора. В работе [8] исследовали сварные образцы из трубной стали Х80 составом, близким составу стали 10Г2ФБ, но дополнительно микролегированной молибденом, никелем и бором. Оптимальное качество металла шва получено при использовании проволоки марки Св-08Г1МТА (система легирования Mn—Mo—Ti—B—) в присутствии флюса марки ОК10.74 (агломерированный флюс небольшой основности). В результате этого была получена структура металла шва, содержащая 70...80 % мелкодисперсного игольчатого феррита с коэффициентом формы 2...6. Количество межзеренного полигонального феррита составило менее 3 % (рис. 10).

Однако в работе [8] также установлено, что избыточное содержание ниобия, молибдена, титана и бора обусловливает формирование развитых

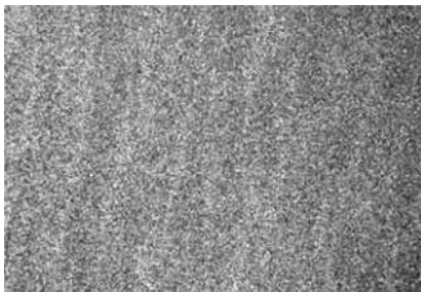
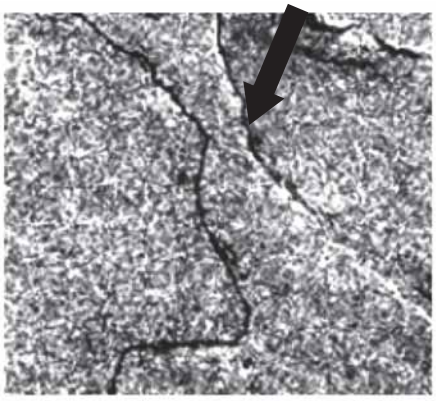
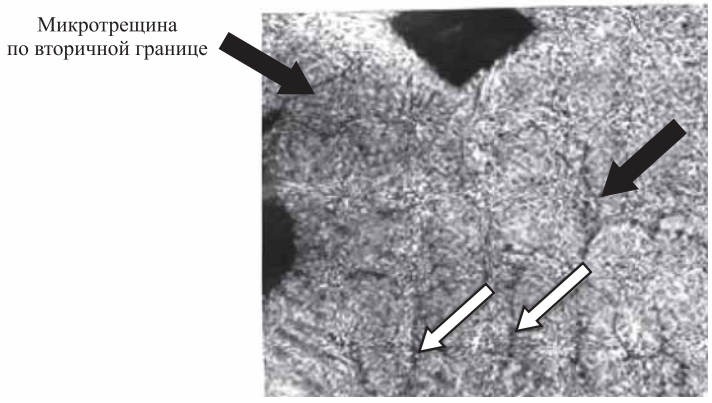


Рис. 10. Микроструктура металла шва, полученного при сварке стали Х80 (проволока Св-08Г1МТА, флюс ОК10.74) [8]. ×100

полигонизационных границ, иногда обогащенных МАК-фазой. Содержание в металле шва 0,04 % Nb ведет к формированию участков верхнего бейнита и полигонального феррита, где формируются трещины (рис. 11), что в совокупности снижает показатели ударной вязкости и пластичности.



а)



б)

Рис. 11. Микроструктура металла швов с избыточным легированием до 0,42 % Mo и до 0,04 % Nb [8]:

а — ×200; *б* — ×150. Темными стрелками показаны трещины, светлыми — скопления МАК-фазы на полигонизационных границах и границах кристаллов

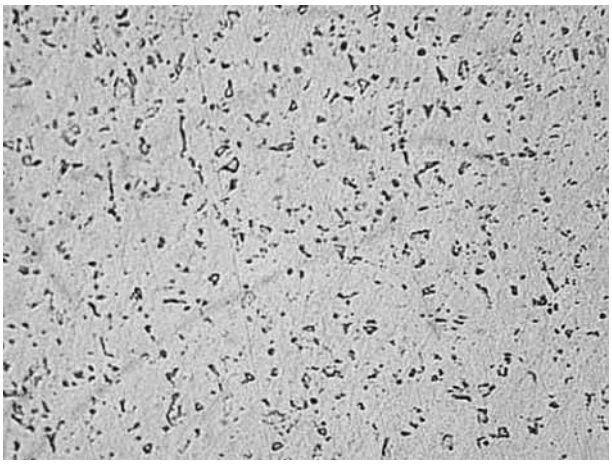


Рис. 12 Микроструктура металла шва, легированного бором [9]. ×1000

По данным работы [8], количество бора в металле шва составило 0,002...0,003 %.

Легирование бором повышает устойчивость аустенита и смещает его превращение в область формирования промежуточных структур, какой является игольчатый феррит, что увеличивает прочностные характеристики и ударную вязкость [9]. Дальнейшее повышение содержания бора снижает пластичность, а также увеличивает количество дисперсных выделений МАК-фазы, что в сочетании с марганцем и кремнием эффективно упрочняет ферритную матрицу и измельчает структуру металла шва (рис. 12).

Выводы

1. Формирование структуры игольчатого феррита в металле шва особенно актуально для низкоуглеродистых сталей с содержанием углерода не более 0,05 % и трубных низколегированных сталей, что обусловлено существенным увеличением ударной вязкости металла шва.

2. Оптимальные механические свойства металла шва получены при содержании игольчатого феррита в металле шва не менее 50...60 % и измельчении зерна в результате применения металлургических методов или комбинации металлургических и технологических методов.

В силу физической природы формирования игольчатого феррита технологические методы должны обеспечивать достаточно высокую скорость охлаждения металла шва, которая зависит от толщины свариваемого металла, а металлургические методы должны максимально снижать температуру превращения аустенита. В случае применения только металлургических методов должны выполняться обе эти функции.

3. Наиболее предпочтительным легирующим элементом для формирования игольчатого феррита является марганец, при содержании которого в пределах 1,2 % достигается содержание игольчатого феррита до 60 %, при этом значение ударной вязкости возрастает почти до 70 Дж/см^2.

При увеличении содержания марганца происходит существенное снижение ударной вязкости, обусловленное формированием двойниковых границ, но содержание игольчатого феррита в металле шва при этом достигает 80 %.

В сочетании с марганцем наиболее благоприятным с точки зрения количественного содержания игольчатого феррита в металле шва является титан, но его содержание не должно превышать 0,02 %, так как в противном случае резко снижается ударная вязкость.

4. Формирование мелкозернистой структуры с содержанием игольчатого феррита 70...80 % и ударной вязкости выше 47 Дж/см^2 возможно при сварке низколегированной стали, содержащей ниобий и ванадий. Сварку необходимо вести порошковой проволокой, обеспечивающей систему легирования типа Mn—Mo—Ti—B— (Св-08Г1МТА) в присутствии агломерированного флюса небольшой основности (ОК10.74).

Необходимо, чтобы содержание ниобия не превышало 0,04 %, молибдена — 0,42 %, титана — 0,02 %, бора — 0,003 %, так как в противном случае формируются полигонизационные границы и МАК-фазы, обусловливающие образование трещин.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Головко В.В., Григоренко Г.М., Костин В.А. и др.** Влияние формирования низкотемпературных морфологических форм феррита в микроструктуре сварных швов на их механические свойства //

Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. 2010. № 4. С. 49—57.

2. **Большаков В.И.** Игольчатый феррит // Вісник Придніпровської державної академії будівнитцтва та архітектури. 2015. № 9. С. 10—15.

3. **Hee Jin Kim, Bong Yong Kang.** Microstructural Characteristics of Steel Weld Metal // Journal of KWS. 2000. 18. № 5. P. 565—572.

4. **Управление** структурой сварных соединений при орбитальной TIG-сварке технологических трубопроводов компрессорных станций / А.В. Шипилов, А.В. Коновалов, В.В. Бровко, С.И. Полосков // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2011. № 6. С. 44—52.

5. **Особенности** формирования структуры сварных соединений при дуговой наплавке с импульсной подачей электродной проволоки / В.А. Лебедев, И.В. Лендел, А.В. Яровицын, Е.И. Лось, С.В. Драган // Автоматическая сварка. 2016. № 3. С. 25—30.

6. **Сараев Ю.Н., Лебедев В.А., Новиков С.В.** Анализ существующих методов управления структурой металла сварного шва // Машиностроение: сетевой электронный научный журнал. 2016. Т. 4. № 1. С. 16—26.

7. **Костин В.А.** Комплексная оценка влияния содержания марганца и титана на структуру и свойства сварных швов низколегированных сталей // Вісник приазовського державного технічного університету. 2008. № 18. С. 198—202.

8. **Особенности** формирования микроструктуры металла швов газонефтепроводных труб при дуговой сварке микролегированных сталей / А.А. Рыбаков, В.А. Костин, Т.Н. Филипчук, И.А. Прибытько // Вісник чернігівського державного технологічного університету. 2013. № 1. С. 125—131.

9. **Связь** микроструктуры с ударной вязкостью сварных швов, выполненных рутиловой порошковой проволокой / Л.Н. Орлов, Д.П. Новикова, С.Ю. Максимов, И.И. Алексеенко / ООО "ТМ.ВЕЛТЕК". URL: http://veldtec.ua/ru/ntr/cvjaz_mikrostrukturi_s_udarnoj_vjazkosty_svarnih_shvov__vipolnennih_rutilovoj_poroshkovoj_provolokoj.html (дата обращения: 09.04.2016).

Владимир Александрович Лебедев, д-р техн. наук,
valpaton@ukr.net;
Александр Валентинович Яровицын, канд. техн. наук;
Сергей Владимирович Новиков

16-я специализированная выставка-конференция с международным участием

"СВАРКА. КОНТРОЛЬ И ДИАГНОСТИКА. МЕТАЛЛООБРАБОТКА – 2016"

22—24 ноября 2016 г. **г. Екатеринбург**

Место проведения: Международный выставочный центр "Екатеринбург-Экспо"

Основные тематические разделы:

- Дуговая и контактная сварка
- Наплавка и газотермическое напыление
- Резка и пайка металлов
- Лазерная обработка
- Производство сварочных материалов
- Вспомогательное сварочное оборудование
- Автоматизация, механизация и роботизация сварочных процессов
- Механическая обработка сварных соединений
- Защита от вредных воздействий

По данным www.exponet.ru

УДК 621.7.043

М.А. Сережкин, В.П. Ступников, Э.Л. Мельников
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

Определение силы деформирования при вытяжке с прижимом с учетом налипания штампуемого материала на инструмент

Рассмотрен вопрос определения силы деформирования при вытяжке с прижимом с учетом налипания штампуемого материала (алюминиевых сплавов АД0 и АД1) на рабочие поверхности инструмента. Представлена модель налипания штампуемого материала на инструмент, и приведены соотношения для расчета деформирующей силы и максимальных радиальных напряжений с учетом налипания.

Ключевые слова: вытяжка; налипание; алюминиевые сплавы; колебания; напряжения; деформирующая сила.

The determination of deforming load during drawing with blankholder in view of adhering of formed metal (aluminum alloys AD0 and AD1) on the tool is considered. The adhering model of formed metal on tool and equations for definition of deformation load and maximal radial stresses with adhering are presented.

Keywords: drawing; adhering; aluminum alloys; oscillations; stresses; deforming load.

При осуществлении операции вытяжки происходит механическое взаимодействие поверхностей инструмента с деформируемой заготовкой. Поскольку поверхности имеют шероховатость, обусловленную технологией их изготовления, то взаимодействие поверхностей представляет собой взаимодействие микронеровностей, составляющих шероховатость матрицы, прижима и заготовки.

Известные методики расчета деформирующей силы и напряжений (например, методика Е.А. Попова), действующих в радиальном и тангенциальном направлениях, не учитывают в достаточной мере взаимодействия поверхностей заготовки и инструмента. Недостаточно полно изучено влияние твердости поверхности, предела прочности материалов заготовки и инструмента, параметров шероховатости поверхностей, скорости деформирования и др.

В работе предложена следующая модель взаимодействия заготовки и инструмента: под действием внешних сил (например, силы прижима или силы деформирования) микронеровности выходят из положения устойчивого равновесия и после прекращения действия силы начинают совершать затухающие колебания. При этом колеблющаяся микронеровность инструмента (матрица, прижим) вследствие большей твердости может внедряться в поверхность заготовки, что приводит к вырыву частиц материала с поверхности заготовки. Вырванные в результате такого взаимодействия частицы остаются в области контакта матрицы и заготовки. Поскольку часть поверхности вырванной частицы свободна от оксидов и является химически активной, может происходить налипание вырванной частицы заготовки на поверхность штамповой оснастки. Процесс налипания имеет нелинейный характер, зависящий от многих факторов.

На рис. 1 приведена схема взаимодействия единичной микронеровности матрицы штампа с поверхностью заготовки при вытяжке с прижимом. При этом единичную микронеровность представим в виде цилиндра, способного совершать колебания только в вертикальном направлении и абсолютно жесткого в продольном и поперечном направлениях.

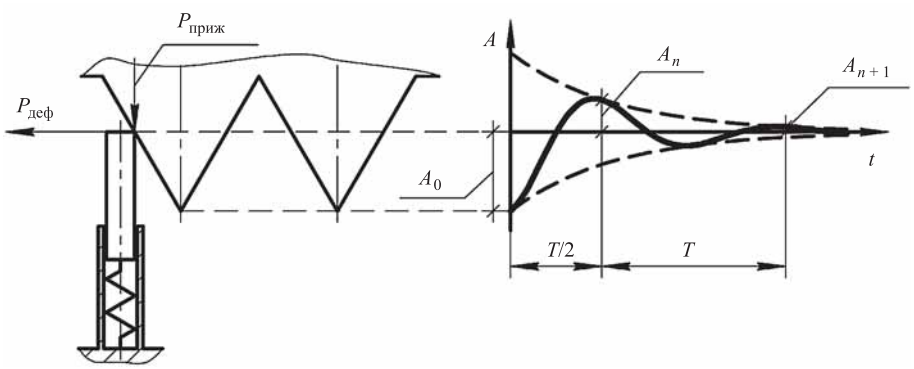


Рис. 1. Процесс колебания единичной микронеровности:

$P_{приж}$ — сила прижима; $P_{деф}$ — деформирующая сила; T — период затухающих колебаний; t — время; A — амплитуда затухающих колебаний; A_0 — амплитуда затухающих колебаний при $t = 0$; A_n — амплитуда затухающих колебаний при $t = T/2$

Когда микронеровность матрицы начнет совершать затухающие колебания через определенный момент времени, равный $t = T/2$, амплитуда колебаний $A = A_n$. При этом микронеровность имеет возможность среза большей по площади поверхности, чем при отсутствии ее колебаний. Также увеличение срезаемой площади увеличивает силу деформирования.

Колебания микронеровностей должны осуществляться в пределах упругой деформации. В таком случае амплитуда колебания микронеровности должна составлять 0,2 % от высоты микронеровности. Рекомендуемый параметр шероховатости рабочих поверхностей инструмента Ra = 0,32...0,8 мкм [1], что соответствует высоте микронеровностей 2,5...6,3 мкм. Упругая деформация по высоте микронеровности в данном случае равна 5...12,6 нм.

Рассмотренный процесс налипания становится наиболее интенсивным при обработке алюминиевых сплавов АД1 и АД0. Это связано с тем, что алюминиевые сплавы покрыты тонкой оксидной пленкой толщиной от 1 до 5 нм [2], т.е. амплитуды колебаний микронеровности матрицы достаточно для внедрения в поверхность заготовки и вырыва частицы материала заготовки. Кроме того, алюминий обладает большим сродством к железу.

Поскольку колебания микронеровностей имеют затухающий характер, перемещение вершины микронеровности может быть описано уравнением

$$x = A_0 e^{-\beta\tau}\cos(\omega t + \varphi_0), \qquad (1)$$

где β — коэффициент затухания колебаний; ω — частота затухающих колебаний; φ_0 — начальный угол.

Коэффициент затухания колебаний $\beta = r/2m$, где r — коэффициент сопротивления колебаниям, зависит от многих факторов, в том числе от вязкости среды, в которой происходят колебания; m — масса микронеровности.

Частота затухающих колебаний $\omega = \sqrt{\omega_0^2 - \beta^2}$, где ω_0 — собственная частота колебаний, рассчитываемая по формуле: $\omega_0 = \sqrt{k/m}$, где k — коэффициент упругости (жесткость тела), определяемый по закону Гука.

Учитывая характер возникновения колебательного процесса в микронеровностях (см. рис. 1), начальный угол $\varphi_0 = \pi$.

Поскольку затухающие колебания возникают в пределах упругой деформации, примем начальную амплитуду A_0 как часть от высоты микронеровности, равной параметру шероховатости Rz. При упругой деформации 0,2 % получаем: $A_0 = 0{,}002Rz$.

Отклонение вершины микронеровности от положения равновесия является амплитудой затухающих колебаний:

$$A = 0{,}002Rz\exp(-\beta t)\cos(\omega t + \pi). \qquad (2)$$

В соответствии с представлением колебательного процесса микронеровности, приведенного на рис. 1, рассмотрим вариант, когда срез происходит при максимальной амплитуде затухающих колебаний A_n при $t = T/2$.

Учитывая, что период затухающих колебаний $T = 2\pi/\omega$, то в рассматриваемый момент времени $t = T/2$ выражение $\cos(\omega t + \pi) = 1$. Тогда

$$A_n = 0{,}002Rz\exp\left(-\frac{\pi\beta}{\omega}\right). \qquad (3)$$

Для определения силы деформирования при вытяжке с прижимом с учетом налипания штампуемого материала на инструмент рассмотрим процесс среза единичной микронеровности поверхности заготовки.

Индексы величин, относящихся к заготовке, обозначены буквой "д" (деталь), а индексы величин, относящихся к инструменту (матрице и прижиму), — буквой "и".

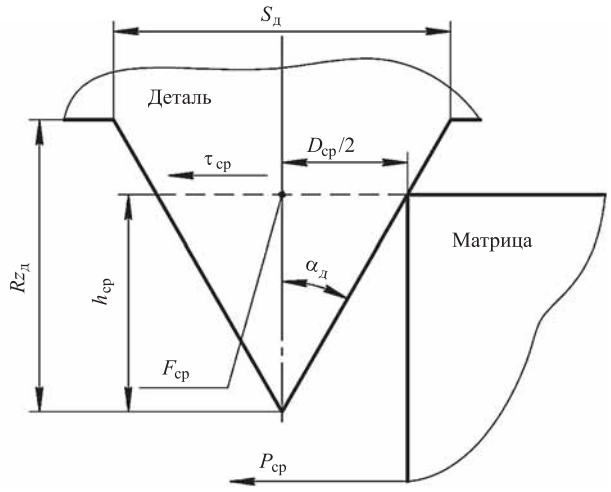


Рис. 2. Расчетная схема:

$\tau_{ср}$ — напряжение среза единичной микронеровности; $F_{ср}$ — площадь поверхности среза; $P_{ср}$ — сила среза (сила воздействия единичной микронеровности матрицы на единичную микронеровность заготовки); $D_{ср}$ — диаметр поверхности среза; $\alpha_д$ — угол при вершине микронеровности, характеризующий конусность единичной микронеровности детали; $h_{ср}$ — расстояние от острия микронеровности до поверхности среза

Характеристики поверхностей матрицы и прижима приняли одинаковыми. Единичную микронеровность рассматривали как конус высотой, равной параметру шероховатости Rz и диаметром основания, равным среднему шагу микронеровностей S. Соответственно, шероховатость поверхности является совокупностью единичных микронеровностей-конусов. Расчетная схема приведена на рис. 2.

Сила, необходимая для осуществления среза единичной микронеровности:

$$P_{ср} = \tau_{ср} F_{ср}. \qquad (4)$$

Площадь среза можно представить как функцию от амплитуды колебания: $F_{ср} = f(A)$.

Также площадь среза можно выразить через тангенс угла при вершине микронеровности $\left(\operatorname{tg}\alpha_д = \dfrac{S_д}{2Rz_д}\right)$ и высоту расположения поверхности среза от острия микронеровности $h_{ср}$:

$$F_{ср} = \pi h_{ср}^2 \left(\frac{S_д}{2Rz_д}\right)^2. \qquad (5)$$

Поскольку в работе рассматривали срез микронеровности, вызванный только колебанием микронеровности инструмента, примем, что высота расположения поверхности среза от острия микронеровности равна амплитуде колебания микронеровности, согласно уравнению (3):

$$h_{ср} = A_n = 0,002 Rz_и \exp\left(-\frac{\pi\beta_и}{\omega_и}\right).$$

Так как срез микронеровностей происходит по двум поверхностям заготовки, контактирующими с рабочими поверхностями матрицы и прижима, полученное значение площади нужно удвоить.

Тогда

$$F_{ср} = 2\pi\left(\frac{Rz_и S_д \exp\left(-\dfrac{\pi\beta_и}{\omega_и}\right)}{1000 Rz_д}\right)^2. \qquad (6)$$

Силу среза единичной микронеровности определяем по формуле:

$$P_{ср} = \tau_{ср} 2\pi\left(\frac{Rz_и S_д \exp\left(-\dfrac{\pi\beta_и}{\omega_и}\right)}{1000 Rz_д}\right)^2. \qquad (7)$$

Обозначим общее число микронеровностей, испытывающих срез при вытяжке, n, а любую произвольную микронеровность — i. Соответственно, суммарная сила для срезания всех микронеровностей:

$$P_{ср.общ} = \sum_{i=1}^{n} P_{ср\,i} = \sum_{i=1}^{n} \tau_{ср} 2\pi\left(\frac{Rz_и S_д \exp\left(-\dfrac{\pi\beta_{и i}}{\omega_{и i}}\right)}{1000 Rz_д}\right)^2. \qquad (8)$$

Проведем расчет величины $P_{ср.общ}$ для частного случая.

Рассмотрим процесс вытяжки цилиндрического стаканчика из алюминиевого сплава АД1, диаметром $d_{дет}$ = 28 мм, высотой $h_{дет}$ = 7,2 мм, толщина исходной заготовки $s_{заг}$ = 0,35 мм. Примем $Rz_д$ = 1,25 мкм = 0,00125 мм, $Rz_и$ = 6,3 мкм = = 0,0063 мм. Также для упрощения расчета примем, что колебания не являются затухающими, т.е. коэффициент затухания колебаний $\beta_{и i} = 0$. Таким образом, независимо от значения частоты затухающих колебаний, выражение $\exp\left(-\dfrac{\pi\beta_{ui}}{\omega_{ui}}\right) = 1$.

Общее число срезаемых микронеровностей можно определить по формуле: $n = S_{приж}/S_{микр}$, где $S_{приж}$ — площадь заготовки под прижимом; $S_{микр}$ — площадь основания срезаемой микронеровности.

Площадь заготовки под прижимом: $S_{приж} = \pi\left[D_{заг}^2 - \left(d_{дет} + 2R_{матр}\right)^2\right]\Big/4$. Согласно рекомендациям [1] для алюминиевых сплавов и толщины заготовки $s_{заг} = 0{,}35$ мм радиус закругления матрицы составит $R_{матр} = 1$ мм. Диаметр заготовки вычислим, исходя из равенства площадей заготовки и детали: $D_{заг} = 40$ мм. Подставив значения, получим $S_{приж} = 550$ мм^2.

Площадь основания срезаемой микронеровности: $S_{микр} = \pi S_д^2/4$. Приняв средний шаг микронеровностей матрицы $S_д = Rz_д/2$, получим $S_{микр} = 0{,}3\cdot10^{-6}$ мм^2.

Общее число микронеровностей $n = 1833{,}3\cdot10^6$.

Касательные напряжения среза примем равными пределу прочности материала деформируемой заготовки: $\tau_{ср} = 60$ МПа.

Подставив полученные значения в уравнение (8), получим $P_{ср.\ общ} = 6{,}85$ Н.

Расчетное значение силы деформирования для данного случая составляет 467 Н. Таким образом, сила, затрачиваемая на срез микронеровностей, равна $\approx 1{,}47$ % общей силы деформирования.

Уравнение для расчета силы деформирования при вытяжке с учетом налипания:

$$P_{деф} = 2\pi R_u s\sigma_{\rho max} + \sum_{i=1}^{n}\tau_{ср}2\pi\left(\frac{Rz_и S_д \exp\left(-\frac{\pi\beta_{и i}}{\omega_{и i}}\right)}{1000Rz_д}\right)^2, \quad (9)$$

где выражение $2\pi R_u s\sigma_{\rho max}$ — определение деформирующей силы по Е.А. Попову при вытяжке без учета налипания; R_u — радиус изготовляемого изделия по средней линии; s — толщина исходной заготовки; $\sigma_{\rho max}$ — максимальные напряжения, действующие в радиальном направлении.

Напряжения $\tau_{ср}$ при срезе единичной микронеровности определим согласно уравнению

$$\tau_{ср} = \frac{P_{ср}}{F_{ср}}. \quad (10)$$

По аналогии с расчетом суммарной силы для срезания всех микронеровностей определим суммарное напряжение для срезания всех микронеровностей:

$$\tau_{ср.общ} = \sum_{i=1}^{n}\tau_{ср i} = \sum_{i=1}^{n}\frac{P_{ср i}}{F_{ср i}}. \quad (11)$$

Взяв за основу уравнение Е.А. Попова для определения максимальных меридиональных напряжений без учета упрочнения и добавив суммарное напряжение для срезания всех микронеровностей, получим уравнение для определения максимальных радиальных напряжений с учетом налипания без учета упрочнения штампуемого материала:

$$\sigma_{\rho max}^{н} = \sigma_s\left(\ln\frac{R_н}{R_u} + \frac{\mu Q}{\pi R_н s\sigma_s} + \frac{s}{2R_м + s} + \frac{\sum_{i=1}^{n}\frac{P_{ср i}}{F_{ср i}}}{\sigma_s}\right)e^{\mu\beta}, \quad (12)$$

где $R_н$ — текущий радиус заготовки; μ — коэффициент трения; Q — сила прижима; σ_s — предел текучести материала заготовки; $R_м$ — радиус закругления матрицы.

Заключение. При рассмотрении операции вытяжки с прижимом заготовок из алюминиевых сплавов АД1 и АД0 необходимо учитывать налипание штампуемого материала на рабочие поверхности штампа.

В статье представлена модель налипания штампуемого материала на штамповую оснастку и на основе разработанной модели приведены уравнения для расчета силы деформирования и максимальных напряжений, действующих в радиальном направлении с учетом налипания. Пример расчета показал, что при учете налипания сила деформирования увеличивается на 1,47 %.

На основании разработанной модели предложена методика расчета процесса вытяжки с прижимом заготовок из алюминиевых сплавов АД1 и АД0 с учетом налипания и сформу-

лированы следующие технологические рекомендации по уменьшению налипания:

1. Увеличить коэффициент затухания колебаний. Для этого необходимо заполнить пространство между микронеровностями материалом, обладающим большой вязкостью. Колебания микронеровностей будут совершаться не в воздухе или слое смазочного материала, а в среде с очень большой вязкостью. При этом уменьшится высота микронеровностей при сохранении среднего шага микронеровностей. Материал для заполнения впадин микронеровностей должен быть антифрикционным и химически инертным по отношению к алюминию, например, медь и ее сплавы.

2. Использовать способы обработки поверхностей, которые позволяют срезать вершины микронеровностей, не меняя средний шаг микронеровностей, например, применять суперфиниширование.

3. Уменьшить шероховатость штамповой оснастки, что также приведет к уменьшению высоты микронеровностей и амплитуды их колебаний.

4. Подобрать оптимальную скорость вытяжки: момент времени $t = T/2$ должен приходиться на участок поверхности, где расположены впадины на поверхности, чтобы не происходило срезание микронеровностей.

5. Сгладить профиль микронеровностей. Перспективным способом является применение дробеструйной обработки мелкой чугунной дробью, а также другие способы, связанные с оплавлением вершин микронеровностей.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 4. Листовая штамповка / под общ. ред. С.С. Яковлева; ред. совет: Е.И. Семенов (пред.) и др. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Машиностроение, 2010. 732 с.

2. **Christoph Schmitz.** Handbook of Aluminium Recycling. USBN 3802729366, 9783802729362, Vulkan-Verlag GmbH, 2006. 454 p.

Михаил Александрович Сережкин,
serezhkin@bmstu.ru;
Владимир Петрович Ступников, д-р техн. наук;
Эдуард Леонидович Мельников, д-р техн. наук

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение" продолжает подписку на журнал

"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ"

- За наличный и безналичный расчет
- С любого номера и на любой срок
- Без почтовых наценок

Присылайте заказ и обращайтесь за дополнительной информацией в отдел продаж, маркетинга и рекламы:

107076, г. Москва, Колодезный пер., д. 2а, стр. 2,
тел.: (495) 785-6069,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.735.34

С.А. Головкин, М.Л. Первов*, М.В. Воздвиженская*, А.С. Скобелева
*(ПАО "НПО "Сатурн", г. Рыбинск, *Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева)*

Изотермическая штамповка точных заготовок лопаток газотурбинных двигателей под безразмерную обработку профиля пера

Рассмотрены вопросы штамповки заготовок лопаток из титановых сплавов с минимальными припусками и, как частный случай, повышение стойкости ковочных штампов для изотермической штамповки лопаток газотурбинных двигателей. В качестве одного из способов получения оптимальных режимов штамповки методом изотермической штамповки и повышения срока службы инструмента предложено предварительное получение мелкозернистой структуры в заготовке под изотермическую штамповку при изотермическом выдавливании.

Ключевые слова: титан; лопатки газотурбинных двигателей; штамповка; мелкозернистая структура; штамп; изотермическая штамповка.

The problems of obtainings of forged blades made of titanium alloys with minimal allowances and as special case of increase in the durability of the forging dies for isothermal forging of gas-turbine engine blades are considered. Preliminary receipt of fine grain structure in the blank under isothermal forging at isothermal extrusion is offered as one of the ways to obtain of optimal regimes of forging in state of superplasticity and increase of tool life.

Keywords: titanium; blades of GTE; forging; fine grain structure; die; isothermal forging.

Точная штамповка лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) с минимальным припуском является сложной задачей. Под точной штамповкой принято понимать процесс получения деформированием в штампе детали без припуска под механическую обработку за исключением той ее части, по которой данная деталь стыкуется с другими деталями при сборке [1].

При штамповке лопатки действуют большие контактные напряжения, которые увеличиваются с уменьшением толщины пера лопатки. Остывание лопатки на холодных штампах повышает сопротивление деформации и снижает пластичность деформируемого сплава. Поэтому штамповки делают с увеличенными припусками.

В настоящее время для штамповки заготовок лопаток ГТД из титановых сплавов широко применяют изотермическую штамповку. При изотермической штамповке штампы нагревают до температуры деформации, которая составляет, например, для титанового сплава ВТ6 930...960 °С. Штампы изготовляют из жаропрочных хромоникелевых сплавов, наиболее часто используют литейный сплав ЖС6У. При температуре деформации предел текучести материала штампа сопоставим с сопротивлением деформации штампуемого материала, что приводит к повышенному износу и деформации штампа [2, 3]. Далее лопатку подвергают механической обработке.

Технология, основанная на изотермической штамповке, позволяет получить заготовки лопаток из титановых сплавов с минимальными припусками. Однако основной проблемой такого способа получения деталей является низкая стойкость штампового инструмента, что увеличивает производственный цикл из-за частых смен инструмента и стоимость заготовки лопатки. Вероятно, эти причины сдерживают внедрение изотермической штамповки в производство.

Повысить стойкость штампов можно путем уменьшения температуры нагрева инструмента, но при этом происходит подстывание заготовки и, как следствие, рост контактных

напряжений на гравюре, что также ведет к повышенному износу штампов. Таким образом, необходимо разработать такой технологический процесс штамповки, при котором сопротивление деформации штампуемого сплава было бы значительно меньше предела текучести материала штампа.

Для уменьшения сопротивления деформации сплавов и снижения контактных напряжений в процессе изотермического деформирования наиболее перспективным путем является получение мелкозернистой структуры. Известно, что сплавы титана с размером зерна менее 5 мкм склонны к проявлению эффекта сверхпластичности. Однако методы измельчения зерна трудоемки и на практике их применение затруднительно. Кроме того, деформация прутка с мелким зерном при высадке замковой части лопатки и последующее вальцевание укрупняют зерно.

Для изготовления из титановых сплавов заготовок лопаток ГТД используют различные технологические схемы. Широко применяют технологические схемы с использованием высадки замковой части лопатки с последующей изотермической штамповкой заготовки. Однако при большой разнице площадей поперечного сечения замка и пера лопатки операция высадки требует большого числа переходов, и эта схема становится неприемлемой.

Замена набора головки высадкой на выдавливание позволит сократить число переходов и снизить стоимость изготовления заготовки лопатки. Особенно это актуально при получении заготовок лопаток под безразмерную обработку профиля пера, когда размеры заготовки максимально приближены к размерам окончательной детали, а удаление дефектов, полученных при наборе металла на замковую часть методом высадки, существенно сокращает объем металла, необходимого для дальнейшего формирования заготовки.

Для изготовления заготовок лопаток из титановых сплавов была опробована следующая схема:

1. Изотермическое выдавливание заготовки с профилем пера, приближенным к профилю пера лопатки (рис. 1, *а*).

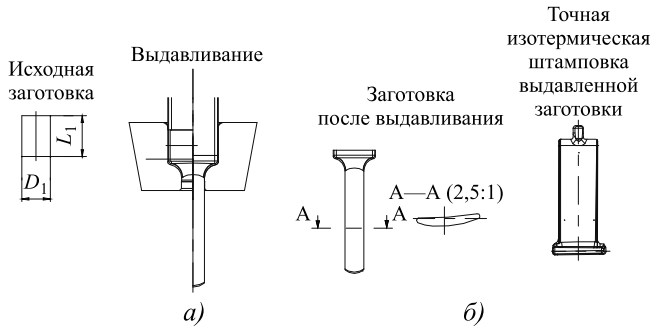


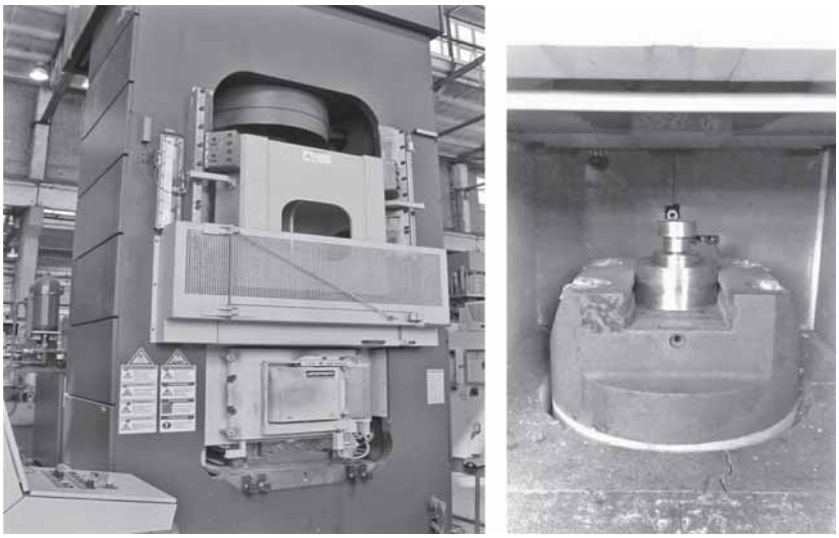
Рис. 1. Изотермическое выдавливание (*а*) и изотермическая штамповка из выдавленной заготовки с профилем пера, приближенным к профилю пера лопатки (*б*)

2. Изотермическая штамповка с минимальным припуском (рис. 1, *б*).

Данная схема штамповки позволяет уменьшить число переходов и повысить стойкость штампов. Выдавливание выполняется в изотермических условиях, при этом профиль пера может быть постоянным по длине пера или переменным за счет использования клиновых элементов [4]. Температура выдавливания обеспечивает формирование зерна размером не более 5...10 мкм, что позволяет снизить сопротивление деформации титанового сплава при изотермической штамповке и в результате этого повысить стойкость штампа и точность штампованных заготовок лопаток. Измельчение зерна происходит в процессе динамической рекристаллизации при выдавливании.

Изотермическое выдавливание и последующую изотермическую штамповку выполняли на специализированном прессе фирмы SCHULER (рис. 2, *а*), в экспериментальном штампе (рис. 2, *б*).

Пресс оснащен программными регуляторами скорости рабочего хода, обеспечивающими заданный скоростной режим деформирования, и изотермической установкой, поддерживающей заданный температурный режим деформирования и температуру штампа. Изотермическая установка включает в себя: нагревательную камеру, интегрированную в рабочее пространство пресса и оснащенную средствами автоматического регулирования температуры в заданном интервале; деформирующий блок из жаропрочного материала, предназначенный для установки сменного деформирующего инструмента (штампов).



а) *б)*

Рис. 2. Пресс для изотермической штамповки (*а*) и экспериментальный штамп (*б*)

На формирование структуры при выдавливании оказывают влияние: температура, скорость деформирования и степень деформации. Для определения температурных, деформационных и скоростных хараиктеристик изотермического выдавливания сплава ВТ6 был проведен полный факторный эксперимент. В эксперименте варьировали среднюю скорость и температуру изотермического выдавливания.

Структуру сплава после деформации исследовали на микроскопе EPIPHOT 200 фирмы Nikon. Микроструктуры образцов до и после деформации показаны на рис. 3 и 4.

Из заготовок, полученных изотермическим выдавливанием, были изготовлены цилиндрические образцы высотой 15 мм и диаметром 10 мм, и проведены испытания на сжатие на испытательной машине LabTest 6.125H (рис. 5) при температуре штамповки 820 °С и скорости деформирования 0,1 мм/с. По результатам испытаний построены кривые упрочнения (рис. 6).

Наименьшее сопротивление деформации имели образцы, полученные при температуре деформации T = 800 °С и скорости деформирования v = 0,3 мм/с. Это объясняется мелкозернистой структурой, полученной после выдавливания (см. рис. 4, *а*). Увеличение сопротивления деформации на трех других образцах связано с выделением пластинчатой β-фазы (см. рис. 4, *б*) и ростом зерна (см. рис. 4, *в*).

В результате исследований было установлено, что заготовки из титанового сплава

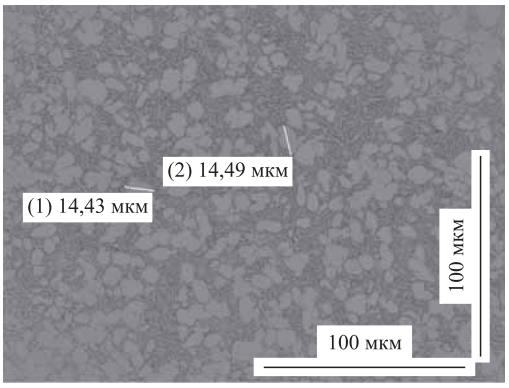
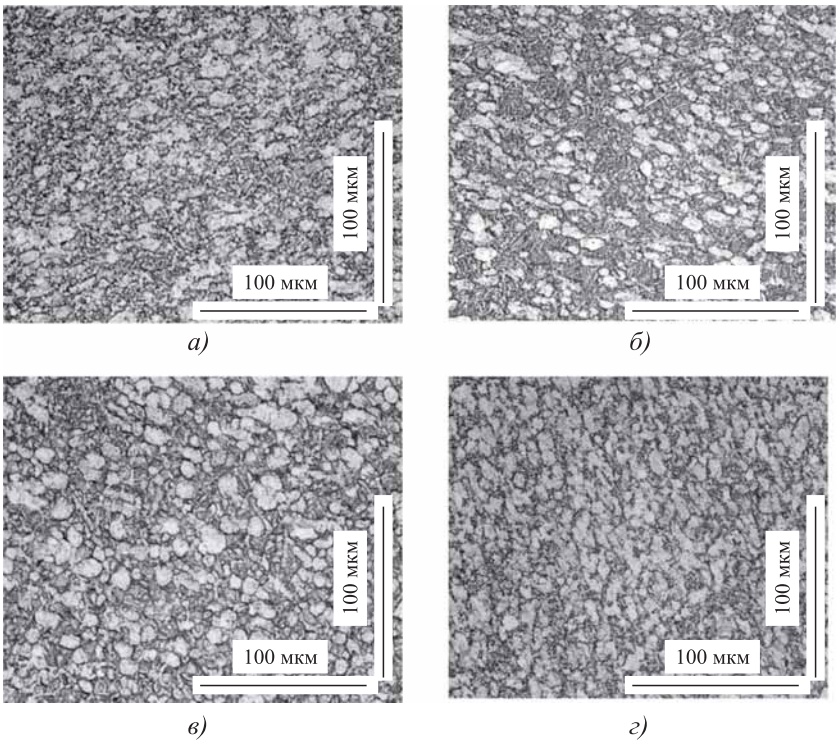


Рис. 3. Структура прутка из сплава ВТ6 в исходном состоянии



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 4. Структура образцов из сплава ВТ6 после изотермического выдавливания при различных температурах *T* и скоростях выдавливания v, коэффициент вытяжки при выдавливании λ = 7,84:

а — T = 800 °С; v = 0,3 мм/с; *б* — T = 800 °С; v = 0,1 мм/с; *в* — T = 930 °С; v = 0,1 мм/с; *г* — T = 930 °С; v = 0,3 мм/с

Рис. 5. Испытательная машина LabTest 6.125H

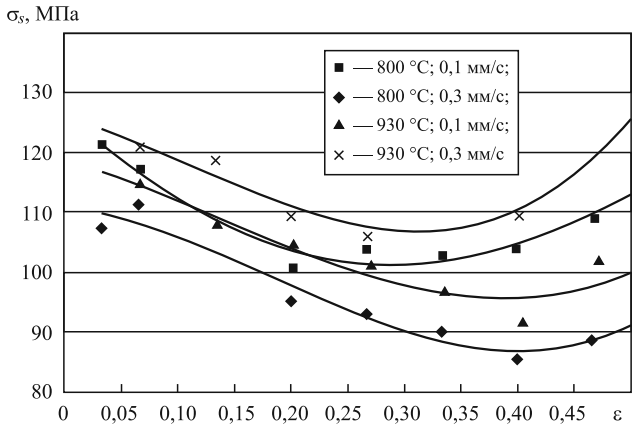


Рис. 6. Кривые упрочнения сплава ВТ6 после изотермического выдавливания

ВТ6, полученные методом изотермического выдавливания при температуре деформации $T = 800$ °С, скорости деформирования $v = 0{,}3$ мм/с и коэффициенте вытяжки $\lambda = 7{,}84$ имеют пониженный предел текучести при температуре 820 °С, что позволяет снизить температуру деформирования при штамповке заготовок лопаток и как следствие повысить стойкость штампового инструмента.

Пробная изотермическая штамповка позволяет сделать выводы о перспективности предложенного технологического процесса и в дальнейшем использовать его при изготовлении заготовок лопаток ГТД с минимальными припусками.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Машиностроение**. Энциклопедия / Ред. совет: К.В. Фролов (пред.) и др. М.: Машиностроение. Технологии заготовительных производств. Т. III-2 / И.Л. Акаро, Р.А. Андриевский, А.Ф. Аржанов и др., под общ. ред. В.Ф. Мануйлова. 1996. 736 с.

2. **Мамаев В.Б., Кочетков В.А., Первов М.Л.** Размерная стойкость деформируемых жаропрочных сплавов, используемых в качестве материалов штампов для изотермической штамповки // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2006. № 8. С. 17—23.

3. **Мамаев В.Б., Первов М.Л., Кочетков В.А.** Выбор и назначение технологических параметров изотермической штамповки заготовок лопаток ГТД с учетом размерной стойкости деформирующего инструмента // Вестник Рыбинской государственной авиационной технологической академии им. П.А. Соловьева. 2013. № 3 (26). С. 50—58.

4. **Пат. 2374027 РФ, МПК B21 K1/00, B21 J5/02.** Способ изготовления штамповок переменного сечения горячим выдавливанием с подвижными матрицами / М.Л. Первов, А.С. Кутыкова; заявитель и патентообладатель Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева. № 2008106487/02; заявл. 27.11.2009, Бюл. № 33. 7 с.

Сергей Алексеевич Головкин,
serg.alex82@yandex.ru;
Михаил Леонидович Первов, д-р техн. наук;
Марина Виленовна Воздвиженская, канд. техн. наук;
Анна Сергеевна Скобелева, канд. техн. наук

УДК 621. 771

В.Н. Перетятько
(Сибирский государственный индустриальный университет", г. Новокузнецк),
С.В. Сметанин
(АО "ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк)

Повышение эксплуатационных характеристик трамвайных рельсов

Приведены результаты исследований основных эксплуатационных характеристик трамвайных рельсов, таких как механические свойства и распределение твердости трамвайных желобчатых рельсов в зависимости от технологии выплавки стали в электросталеплавильной печи и охлаждения рельсов после прокатки на рельсобалочном стане. Проведен анализ ключевых параметров, позволяющих повысить эксплуатационные характеристики трамвайных рельсов.

Ключевые слова: эксплуатационные характеристики; трамвайный рельс; качество рельсов; твердость поперечного сечения рельса.

Results of studies of the basic operational characteristics of tram rails, such as mechanical properties and distribution of hardness of tram rails depending on technology of melt of steel in the electrosteel-smelting furnace and cooling of rails after rolling on rolling millare are presented. The analysis of parametres allowing to raise operational characteristics of tram rails is performed.

Keywords: operational characteristics; tram rail; quality of rails; hardness of cross-section section of rail.

Вопросы повышения эффективности производства в черной металлургии, улучшения качества производимой продукции имеют важное практическое значение. Применительно к прокатному производству расширение сортамента, увеличение выпуска экономичных профилей проката и внедрение прогрессивных способов производства — главные направления в решении этих задач. Они могут быть успешно решены при разработке и практическом освоении новых технологических процессов производства рельсов [1].

АО "ЕВРАЗ Объединенный Западно-Сибирский металлургический комбинат" (г. Новокузнецк) является ведущим производителем рельсовой продукции в России и единственным предприятием, выпускающим трамвайные рельсы.

Рассмотрим технологию производства трамвайных желобчатых рельсов. Рельсовую сталь марки Э76 выплавляют в электросталеплавильной печи емкостью 115 т. Содержание химических элементов в ковшевых пробах должно удовлетворять требованиям ГОСТ Р 55941—2014 для стали Э76 [2—5].

После выпуска стали ковш с жидким металлом поступает в вакууматор VD-130, при этом время выдержки под глубоким вакуумом (1 torr, или 133 Па) составляет 20 мин. В вакууматоре происходит снижение количества водорода и других газов, растворенных в расплавленном металле, до требуемых значений. После вакуумирования массовая доля водорода в жидкой стали в промежуточном ковше согласно ГОСТ Р 55941—2014 не должна превышать 2,5 ppm (0,00025 %). Затем осуществляют дополнительную продувку азотом (аргоном) присадки ферросилиция, низкоуглеродистого ферромарганца (силикомарганца), феррованадия, присадки извести и плавикошпатового

концентрата и других материалов. После окончания обработки проводят утепление зеркала металлического расплава присадкой на шлак утепляющей засыпки — перлитококсовой смеси не менее 450 л/ковш.

Разливку металла в заготовку сечением $H \times B = 365 \times 300$ мм осуществляют в четырехручьевой машине непрерывного литья заготовок. После разливки заготовку режут на мерные длины, охлаждают на стеллажах и проводят контроль качества поверхности.

В рельсобалочном цехе заготовку нагревают в печах с шагающими балками до температуры 1200...1240 °С. Прокатку заготовки осуществляют сначала в двух черновых реверсивных клетях дуо BD-1 и BD-2, а затем в чистовой Tandem-группе (рис. 1).

После прокатки рельсы охлаждают на стеллаже-холодильнике на воздухе в течение 2...2,5 ч. После охлаждения рельсов до температуры 60 °С от исследуемых рельсов отбирали

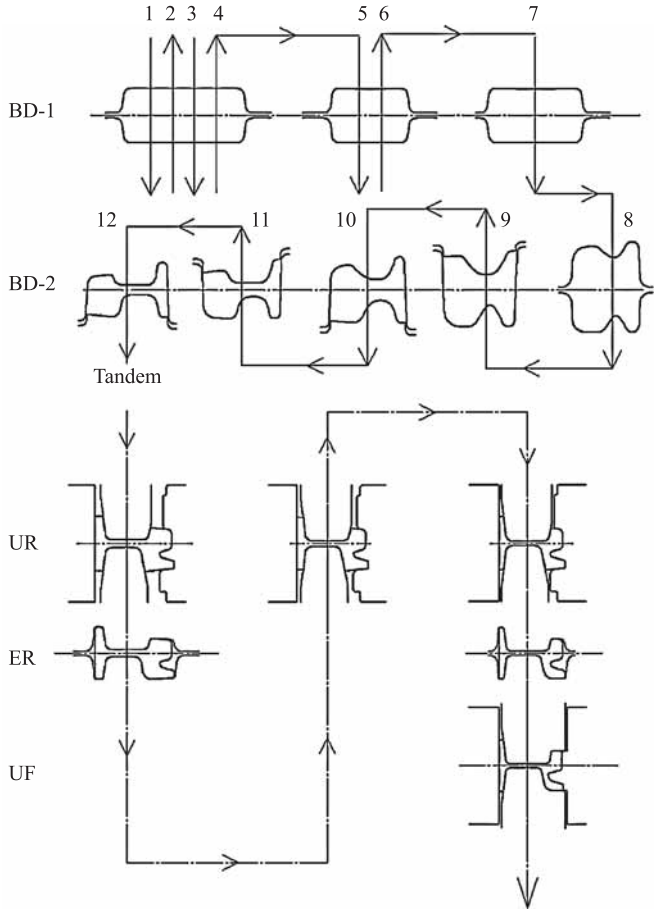


Рис. 1. Схема прокатки трамвайных рельсов в черновых клетях BD-1, BD-2 и чистовой Tandem-группе

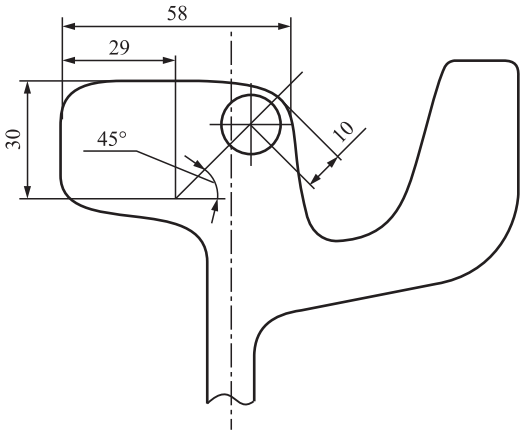


Рис. 2. Расположение образца для определения механических свойств

по две пробы от переднего и заднего концов раската на расстоянии 700 мм.

Аттестационные испытания механических свойств металла при растяжении проводили по ГОСТ 1497—84 на пропорциональных цилиндрических образцах диаметром d_0 = 15 мм и начальной расчетной длиной l_0 = 150 мм, которые вытачивали из верхнего угла головки рельса ближе к поверхности выкружки (рис. 2). Результаты механических испытаний трамвайных рельсов, полученных по технологии с вакуумированием, приведены в табл. 1.

В качестве альтернативной технологии противофлокеновой обработки прокатанные трамвайные рельсы с температурой 1050...1100 °С укладывали в короба замедленного охлаждения, накрывали крышкой и подвергали изотермическому охлаждению. Охлаждение рельсов в коробах замедленного охлаждения проводили по нескольким режимам: рельсы двух плавок № 14 и 15 охлаждали в коробах в течение 15 ч, рельсы плавок № 16 и 17 — в течение 24 ч, остальных плавок по 7,5 ч. После охлаждения в коробах температура рельсов должна была быть не выше 150 °С. Результаты механических испытаний трамвайных рельсов, полученных по технологии без вакуумирования, приведены в табл. 1.

Из данных табл. 1 видно, что все исследованные рельсы соответствуют требованиям ГОСТ Р 55941—2014. Среднее значение временного сопротивления разрыву металла трамвайных рельсов по технологии с вакуумированием больше и составляет $\sigma_в$ = 966,67 Н/мм^2, тогда как по технологии без вакуумирования $\sigma_в$ = 952,5 Н/мм^2. Можно также отметить, что пробы из коробов замедленного

1. Результаты механических испытаний трамвайных нетермоупрочненных рельсов, полученных по технологии с вакуумированием/без вакуумирования

Номер плавки	$\sigma_т$	$\sigma_в$	δ	ψ
	Н/мм^2		%	
1	630/—	1050/—	7,7/—	14,5/—
2	540/590	970/950	7,6/6,1	11,5/11,5
3	520/570	930/920	7,9/7,7	12,0/15,0
4	610/610	1040/1030	7,9/8,7	13,0/14,0
5	540/580	960/950	7,9/9,4	12,0/15,0
6	540/540	970/950	7,6/8,8	11,5/15,0
7	550/540	980/950	7,9/7,6	12,0/12,0
8	510/540	920/920	8,4/8,8	12,5/16,5
9	610/620	1040/1030	7,9/8,6	15,5/16,5
10	530/520	950/950	8,2/7,1	13,5/17,0
11	530/580	950/950	7,8/8,5	12,5/16,0
12	530/550	950/940	8,2/8,6	11,0/15,0
13	530/—	950/—	7,7/—	10,5/—
14	540/510	960/940	7,2/8,1	9,5/17,0
15	530/500	940/930	5,2/9,3	3,9/17,0
16	520/530	940/950	6,5/9,5	9,9/16,0
17	540/520	960/950	7,7/8,6	13,5/16,5
18	520/510	940/930	9,4/9,0	15,0/15,5
Среднее значение	545,56/550,63	966,67/952,5	7,7/8,4	11,88/15,34
Значение по ГОСТ Р 55941—2014/ ТУ 14-2Р-320—96, не менее	—	820/820	6/—	—

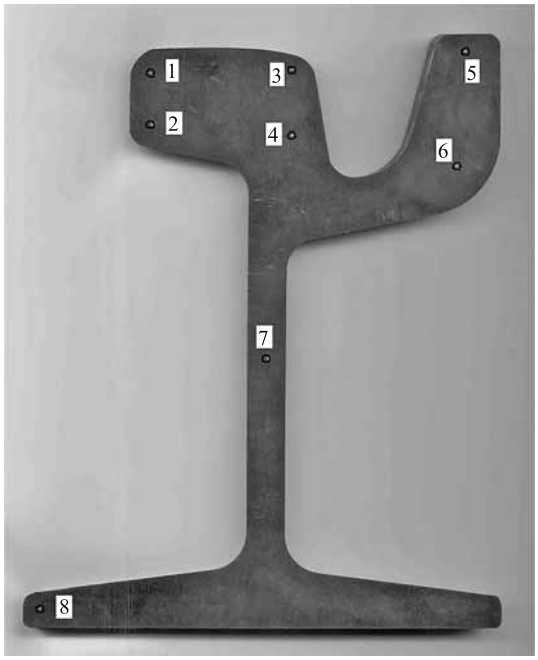


Рис. 3. Темплет трамвайного рельса с указанием точек замера твердости

охлаждения по сравнению с пробами, отобранными после вакуумирования металла, имеют повышенный уровень пластических характеристик. Особенно это видно по относительному сужению, которое для проб с вакуумированием составляет ψ = 9,5...15 %, а с применением коробов замедленного охлаждения ψ = 12,0...17,0 %. При этом относительное удлинение в среднем составляет по технологии с вакуумированием δ = 7,7 %, по технологии без вакуумирования δ = 8,4 %. Время нахождения рельсов в коробах от 7,5 до 24 ч не повлияло на изменение механических свойств.

Замеры твердости проводили после охлаждения рельсов по основной и альтернативной технологиям. Твердость поперечного сечения рельсов (табл. 2) определяли методом Бринелля во всех элементах профиля шариком 5 мм при нагрузке 7500 Н согласно схеме, приведенной на рис. 3.

2. Результаты замеров твердости поперечного сечения трамвайных рельсов, полученных по технологии с вакуумированием/без вакуумирования

Номер плавки	Твердость, НВ, в заданных точках							
	1	2	3	4	5	6	7	8
1	312/302	310/302	315/302	305/295	303/295	305/295	307/302	312/295
2	311/292	307/288	313/288	303/282	302/282	301/292	305/302	315/302
3	312/337	312/337	310/321	307/313	306/329	304/325	309/329	312/329
4	315/298	309/298	311/298	304/282	300/288	300/295	305/295	316/295
5	310/306	315/306	314/282	308/285	301/295	300/302	305/302	313/306
6	308/302	309/302	310/292	303/275	305/302	307/302	308/302	312/302
7	309/321	312/313	312/295	305/288	304/298	303/298	303/313	313/313
8	309/333	312/329	315/321	302/313	303/313	305/321	306/321	317/321
9	311/306	310/292	310/282	304/269	305/292	304/295	300/295	312/306
10	310/313	311/317	312/292	305/278	301/295	305/309	302/302	315/313
11	307/295	309/292	309/282	303/266	303/298	301/298	305/298	313/298
12	310/313	309/302	311/292	303/292	300/298	303/309	303/292	313/321
13	308/298	311/313	307/295	306/292	298/298	307/298	301/292	315/321
14	309/309	310/321	310/292	302/298	303/298	304/295	304/295	311/321
15	308/298	313/302	309/295	300/288	304/288	300/295	300/288	314/313
16	310/317	312/321	312/288	306/288	300/302	306/302	304/295	313/306
Среднее значение	309,9/308,7	310,7/308,4	311,3/294,8	304,1/287,7	302,4/298,2	303,4/301,9	304,2/301,4	313,5/310,1
Значение по ГОСТ Р 55941—2014/ ТУ 14-2Р-320—96, не менее	260/—	—	260/—	—	260/—	—	—	—

Как видно из табл. 2, максимальная твердость наблюдается в тонких сечениях профиля рельса (т. 3 и 8), у которых выше скорость охлаждения. После охлаждения рельсов по технологии с вакуумированием уровень твердости во всех замеренных точках выше, чем по технологии без вакуумирования, что позволяет сделать предположение о повышении эксплуатационной стойкости трамвайных рельсов, полученных по технологии с вакуумированием.

Выводы

1. Трамвайные рельсы, произведенные по технологии с использованием вакуматора и охлаждением после прокатки естественным путем, обладают лучшими характеристиками по пределу прочности и твердости, чем рельсы после коробов замедленного охлаждения.

2. Технология производства трамвайных рельсов имеет широкие пути развития. Одним из направлений по улучшению эксплуатаци-

онной стойкости трамвайных рельсов является термическая обработка прокатанного рельсового профиля.

3. Химический состав металла для прокатки трамвайных рельсов мало отличается от химического состава железнодорожных рельсов, поэтому можно рекомендовать технологию термической обработки трамвайных рельсов, которая состоит из закалки металла с последующим отпуском. Механические свойства после такой термической обработки составят $\sigma_т$ = 980 МПа; $\sigma_в$ = 1310 МПа; 350 НВ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Смирнов В.К., Шилов В.А., Инатович Ю.В.** Калибровка прокатных валков. М.: Металлургия, 1987. 367 с.

2. **Перетятько В.Н., Сметанин С.В.** Исследование пластических деформаций при прокатке рельсов // Производство проката. 2015. № 10. С. 10—17.

3. **Перетятько В.Н., Сметанин С.В., Дорофеев В.В.** Исследование технологии прокатки трамвайных рельсов в рельсобалочном цехе ОАО "НКМК" / Сиб. гос. индустр. ун-т // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. Вып. 21. М., Новокузнецк, 2008. С. 78—82.

4. **Перетятько В.Н., Сметанин С.В., Филиппова М.В.** Оптимизация прокатки рельсов в четырехвалковых калибрах методом планирования эксперимента // Проблемы черной металлургии и металловедения. 2015. № 4. С. 39—48.

5. **Перетятько В.Н., Сметанин С.В.** Исследование напряженного состояния металла при прокатке в четырехвалковых разрезных калибрах // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 1. С. 28—34.

Владимир Николаевич Перетятько, д-р техн. наук;
Сергей Васильевич Сметанин, канд. техн. наук,
Sergey.Smetanin@evraz.com

УДК 621.771.8

А.В. Шапарев, И.А. Савин
(Казанский национальный исследовательский технический университет им. А.Н. Туполева — КАИ)

Расчет совместной пластической деформации, необходимой для образования соединения металлов в холодном состоянии

На основании известной "пленочной" гипотезы предложена модель соединения металлов при совместной пластической деформации в холодном состоянии. Экспериментально установлено, что плотный контакт стали с латунью возникает при степени деформации 0,15...0,20, однако это значение деформации недостаточно для образования соединения. Плотный контакт металлов является необходимым, но недостаточным условием получения соединения металлов в холодном состоянии. Достаточным условием образования соединения является вступление в контакт ювенильных поверхностей металлов за счет образования мостиков сцепления при степени деформации не менее 0,50.

Ключевые слова: пластическая деформация; соединение металлов; биметалл; холодное плакирование; степень деформации.

Model of metal compounds in the joint plastic deformation in cold state is proposed based on the known "the oxide surface" hypothesis. It is established experimentally that close contact of steel with brass occurs when the deformation degree 0.15...0.20, however, this value of deformation is insufficient for the formation of compounds. Intimate contact of metals is necessary but insufficient condition to obtain compounds of metals in cold state. Sufficient condition for the formation of the connection is the contact of juvenile surfaces of metals due to the formation of coupling bridges with deformation degree of not less than 0.50.

Keywords: plastic deformation; synthesis of metal; bimetal; steel cladding; degree of deformation.

В основе технологии получения биметаллов лежит процесс образования неразъемного соединения разнородных материалов с высокой прочностью на отрыв или срез. Одним из способов получения неразъемного соединения является совместная пластическая деформация разных металлов [1].

Соединение в холодном состоянии происходит благодаря схватыванию металлов по отдельным точкам контакта. Под схватыванием

понимается образование между поверхностными атомами, находящихся в тесном контакте объемов металла, таких же химических связей, какие существуют в самих металлах (схватывание однородных металлов) или связей (схватывание разнородных металлов), тип которых определяется взаимным расположением соединяемых металлов в периодической системе элементов и условиями, при которых осуществляется их соединение [2].

Расчет совместной пластической деформации, необходимой для образования соединения металлов в холодном состоянии, проводили на основе теории разрушения В.Л. Колмогорова и А.А. Богатова [1]. Считаем, что твердость контактных поверхностей $H_п$, например, в результате их механической зачистки, больше твердости H нижележащих слоев металла, следовательно, пластичность упрочненного слоя меньше пластичности нижележащего неупрочненного металла.

Пусть совместная пластическая деформация осуществляется способом осадки. При достижении некоторой степени совместной пластической деформации сдвига исчерпывается запас пластичности металла контактных поверхностей:

$$\Psi_п = (\Lambda_п + \Lambda_1)/\Lambda_р > 1{,}0,$$

где $\Psi_п$ — степень использования запаса пластичности контактных поверхностей металла;

$\Lambda_п$ — накопленная степень деформации сдвига контактных поверхностей до совместной деформации;

Λ_1 — степень совместной деформации сдвига соединяемых металлов;

$\Lambda_р$ — пластичность металла, т.е. степень деформации сдвига металла до его разрушения [1].

Нижележащие слои металла при этом сохраняют некоторый запас пластичности:

$$\Psi_п = \Lambda_1/\Lambda_р < 1{,}0.$$

При исчерпании запаса пластичности упрочненного слоя на одной из контактных поверхностей обе контактные поверхности разрушаются на отдельные симметричные блоки [2]. Дальнейшее повышение степени совместной пластической деформации приводит к увеличению поверхности контакта и образованию щелей между блоками. В образовавшиеся щели затекает чистый металл, т.е. без окисной пленки на поверхности. При достижении некоторой степени совместной пластической деформации Λ_2 затекающий металл с одной стороны приходит в соприкосновение с затекающим металлом с другой стороны. В этот момент начинается схватывание и происходит образование соединения в отдельных точках контакта [2] (рис. 1).

Для образования соединения необходим плотный контакт металлов. Определим, при каком значении степени совместной пластической деформации образуется плотный контакт соединяемых металлов и возможно ли при этом образование соединения.

Предварительно протравленные и зачищенные вращающимися металлическими щетками листовые образцы из стали 18ЮА толщиной 6,0 мм и латуни Л90 толщиной 0,35 мм складывали в пакет и подвергали деформи-

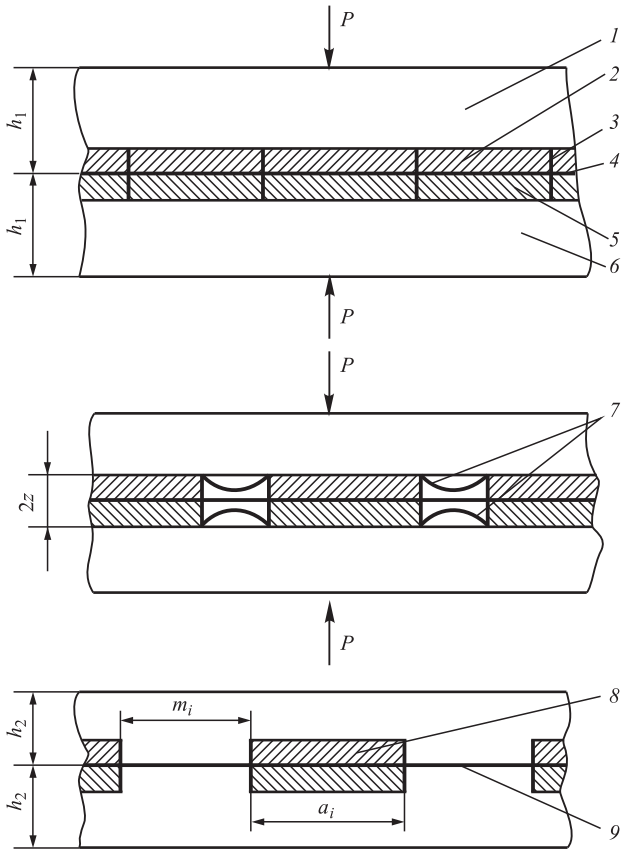


Рис. 1. Схема образования соединения двух металлов при совместной пластической деформации:

1, *6* — соединяемые металлы; *2*, *5* — упрочненные контактные поверхности; *3* — трещины на контактных поверхностях; *4* — поверхность раздела; *7* — ювенильные поверхности; *8* — блоки разрушения контактных поверхностей; *9* — мостики сцепления

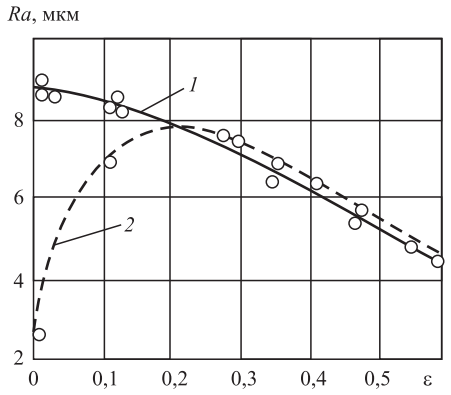


Рис. 2. Зависимость межслойной шероховатости биметалла сталь 18ЮА—латунь Л90 от относительного обжатия ε при холодной прокатке:

1 — сталь 18ЮА; *2* — латунь Л90

рованию холодной прокаткой за один проход с различными относительными обжатиями до ε = 0,60.

После прокатки и расслоения полос замеряли среднее арифметическое отклонение профиля *Ra* по поверхностям раздела стали и латуни (рис. 2), а также изучали профилограммы поверхности раздела. Для измерений использовали профилограф-профилометр А1-252.

Как видно из рис. 2, при относительных обжатиях ε = 0,10...0,20 достигается плотный контакт между соединяемыми металлами. Однако для получения первичного схватывания образцы необходимо деформировать с относительными обжатиями ε ⩾ 0,45. Следовательно, обеспечение геометрически полного фактического контакта еще недостаточно для первичного схватывания. Для получения первичного схватывания металлов необходима дополнительная деформация для разрушения контактных поверхностей на блоки и образования мостиков сцепления.

Рассчитаем деформацию первичного схватывания при идеальных условиях. Пусть при достижении некоторой деформации контактные поверхности соединяемых металлов разрушаются симметрично на *n* блоков размерами $x_i \times y_i \times t_i$.

Суммарный периметр блоков разрушения в первом приближении:

$$\sum_{i=1}^{n} 2\left(x_i + y_i\right), \tag{1}$$

а площадь контакта металлов в момент начала разрушения упрочненных поверхностных слоев:

$$S_1 = \sum_{i=1}^{n} x_i y_i. \tag{2}$$

На основании решения задачи течения металла в отверстие, полученного И.Я. Тарновским (см. кн.: Теория обработки металлов давлением / И.Я. Тарновский, А.А. Поздеев, О.А. Ганаго и др. М.: Металлургиздат, 1963. 672 с.), сила затекания металла в трещины для одного блока пропорциональна периметру блока и его толщине:

$$P_{\text{зат}} = \sum_{i=1}^{n} 2\left(x_i + y_i\right)\tau_s z, \tag{3}$$

где τ_s — сопротивление деформации сдвига металла, Н/мм^2;

z — глубина затекания металла, мм.

Площадь ювенильной поверхности

$$S_{\text{ю}} = S_2 - S_1 = S_1\left[\left(S_2/S_1\right) - 1\right], \tag{4}$$

где S_2 — площадь контакта металлов в момент образования соединения по всей ювенильной поверхности, мм^2.

Давление затекания металла в трещины между блоками, необходимое для образования соединения металлов за счет первичного схватывания:

$$p_{\text{с}} = P_{\text{зат}}/S_{\text{ю}} = \\ = \sum_{i=1}^{n} 2\left(x_i + y_i\right)\tau_s z / S_1\left[\left(S_2/S_1\right) - 1\right] \tag{5}$$

или с учетом (2)

$$p_{\text{с}} = \frac{2\tau_s z\left[\sum_{i=1}^{n}\left(x_i + y_i\right)\right] \Big/ \sum_{i=1}^{n} x_i y_i}{\left(S_2/S_1\right) - 1}. \tag{6}$$

Обозначим

$$\left[\sum_{i=1}^{n}\left(x_i + y_i\right)\right] \Big/ \sum_{i=1}^{n} x_i y_i = k/a_{\text{ср}}, \tag{7}$$

где k — коэффициент, характеризующий геометрическую форму блоков разрушения;

$a_{\text{ср}}$ — средний размер блоков разрушения:

$$a_{\text{ср}} = \sqrt{\left(1/n\sum_{i=1}^{n} x_i y_i\right)}. \tag{8}$$

Так как

$$S_2/S_1 = h_1/h_2,$$

то

$$p_{\text{с}} = 2\tau_s zk/a_{\text{ср}}\left[(h_1/h_2)-1\right], \qquad (9)$$

где h_1, h_2 — толщина соединяемых металлов соответственно в момент разрушения контактных поверхностей и в момент образования соединения по всей контактной поверхности.

Если допустить, что все блоки разрушения имеют квадратную или близкую к квадратной форму, то

$$\left[\sum_{i=1}^{n}(x_i+y_i)\right]\Big/\sum_{i=1}^{n}x_i y_i = 2/a. \qquad (10)$$

Тогда с учетом (7) и (10) запишем

$$p_{\text{с}} = 4\tau_s z/(a[(h_1/h_2) - 1]). \qquad (11)$$

Для примера рассчитаем деформацию схватывания двух цилиндров высотой h из одинакового металла при их совместной пластической деформации. В этом случае нормальное давление на контактной поверхности с инструментом выражается зависимостью [3]

$$p_x = p_0 \exp\left[f(R-x)/h_2\right], \qquad (12)$$

где p_0 — нормальное давление на кромках контактных поверхностей, Н/мм^2;

f — коэффициент трения;

R — радиус цилиндров, мм;

x — расстояние от центра до рассматриваемой точки контактной поверхности, мм.

Рассмотрим случай, когда при совместной осадке двух цилиндров коэффициенты трения на межслойной и контактирующей с инструментом поверхностях близки. Тогда можно принять, что давление p_x имеет такое же распределение на поверхности соединения цилиндров, как и между цилиндрами и инструментом.

Полное схватывание по всей ювенильной поверхности происходит при $p_x \geqslant p_{\text{с}}$, приравняв правые части (11) и (12), запишем

$$4\tau_s z/\left(a\left[(h_1/h_2)-1\right]\right) = p_0 \exp\left[f(R-x)/h_2\right]. \qquad (13)$$

Определим площадь контакта цилиндров, на которой произошло первичное схватывание поверхностей. Логарифмируя (13), получаем

$$\ln(p_0)+\left[f(R-x)/h_2\right] = \ln\left\{4\tau_s z/a\left(\frac{h_1}{h_2}-1\right)\right\}, \qquad (14)$$

откуда

$$x = R - \frac{h_2}{f}\ln\left\{4\tau_S z/ap_0\left(\frac{h_1}{h_2}-1\right)\right\}. \qquad (15)$$

Нормальное давление на кромках цилиндров [4]:

$$p_0 \approx \sigma_s \approx \sqrt{3}\tau_s, \qquad (16)$$

где σ_s — сопротивление деформации, МПа.

Тогда с учетом (16) запишем

$$x = R - \frac{h_2}{f}\ln\left\{4z/\sqrt{3}a\left(\frac{h_1}{h_2}-1\right)\right\}. \qquad (17)$$

Площадь, на которой произошло первичное схватывание:

$$S_2 = \pi x^2 = \pi\left\{R - \frac{h_2}{f}\ln\left\{4z/\sqrt{3}a\left(\frac{h_1}{h_2}-1\right)\right\}\right\}^2. \qquad (18)$$

Первичное схватывание цилиндров начнется в центре контактных поверхностей, т.е. при $x = 0$ [1], поэтому с учетом (18)

$$Rf/h_2 = \ln\left\{4z/\sqrt{3}a\left(\frac{h_1}{h_2}-1\right)\right\}. \qquad (19)$$

Для определения высоты цилиндра h_2 в момент начала схватывания уравнение (12) можно решить, например, методом последовательных приближений [3].

При $x = R$ происходит первичное схватывание по всей контактной поверхности цилиндров, поэтому с учетом (10) запишем

$$4z/\sqrt{3}a\left(\frac{h_1}{h_2}-1\right) = 1. \qquad (20)$$

Высота цилиндра в момент первичного схватывания по всей поверхности контакта:

$$h_2 = \sqrt{3}h_1 a/\left(4z+\sqrt{3}a\right). \qquad (21)$$

Пусть относительная высотная деформация цилиндров в момент начала разрушения контактных поверхностей:

$$\varepsilon_{\text{р}} = (h_0 - h_1)/h_0, \qquad (22)$$

а относительная высотная деформация в момент схватывания

$$\varepsilon_{\text{с.п}} = (h_0 - h_2)/h_0. \qquad (23)$$

Подставляя (22) и (23) в (21), получаем

$$\varepsilon_{с.п} = \left[\varepsilon_р + 2,3\left(z/a\right)\right]/\left[1 + 2,3\left(z/a\right)\right]. \quad (24)$$

По уравнению (24) рассчитаны графические зависимости $\varepsilon_{с.п} = f(a, \varepsilon_р)$ при постоянных условиях (рис. 3).

Как видно из рис. 3, с увеличением размера блоков уменьшается деформация первичного схватывания, что хорошо согласуется с известными экспериментальными данными Г.П. Упита.

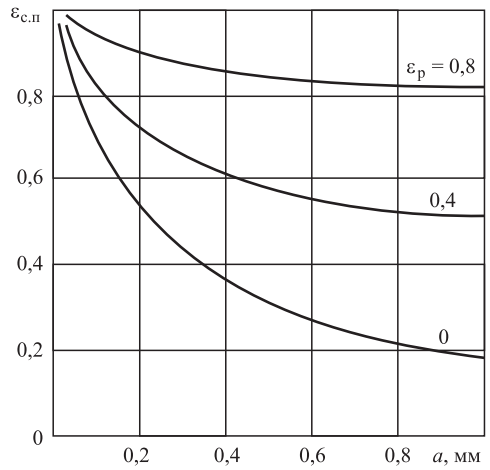


Рис. 3. Зависимость деформации схватывания $\varepsilon_{с.п}$ от размера блоков *a* поверхностных пленок при их разрушении

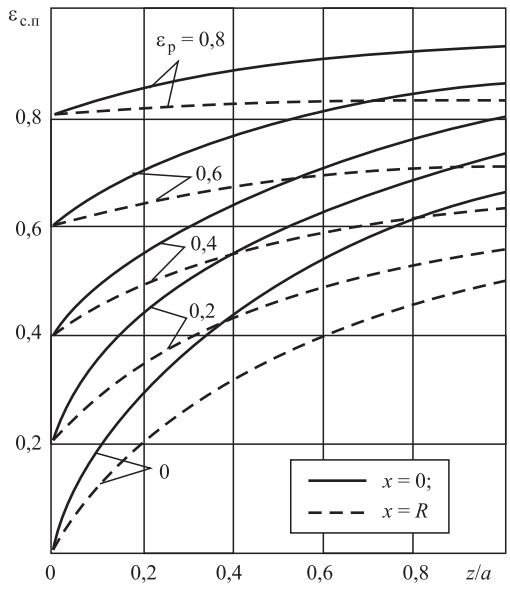


Рис. 4. Зависимость деформации схватывания $\varepsilon_{с.п}$ от параметров z/a и $\varepsilon_р$ при отсутствии трения между цилиндрами и инструментом (R = 20 мм; h_0 = 10 мм; f = 0,2; β = 1,0)

Расчетные зависимости $\varepsilon_{с.п} = f(z/a, \varepsilon_р)$ при $x = 0$ (соответствует началу схватывания) и $x = R$ (соответствует первичному схватыванию по всей площади контакта) показаны на рис. 4.

Заключение. Уточнена модель соединения металлов при совместной пластической деформации в холодном состоянии. Результаты исследования нашли применение при разработке новых технологических процессов производства биметаллических полос [5], пресс-форм [6, 7] и режущего инструмента [8] способом холодного плакирования.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Теория** пластических деформаций металлов / Е.П. Унксов, У. Джонсон, В.Л. Колмогоров и др. М.: Машиностроение, 1983. 598 с.

2. **Айнбиндер С.Б.** Холодная сварка металлов. Рига: Изд. АН Латв. ССР, 1957. 163 с.

3. **Гун Г.Я.** Теоретические основы обработки металлов давлением. М.: Металлургия, 1980. 456 с.

4. **Грудев А.П., Зильберг Ю.В., Тилик В.Т.** Трение и смазка при обработке металлов давлением: справочник. М.: Металлургия, 1982. 312 с.

5. **Шапарев А.В., Савин И.А.** Совершенствование технологии производства биметаллических лент. Курск: Университетская книга, 2015. 241 с.

6. **Гавариев Р.В., Леушин И.О., Савин И.А.** Анализ влияния теплового баланса на показатель эксплуатационной стойкости пресс-форм для литья под давлением // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 1. С. 7—9.

7. **Гавариев Р.В., Савин И.А., Леушин И.О.** Влияние функциональных покрытий на эксплуатационную стойкость пресс-форм литья под давлением для цинковых сплавов // Цветные металлы. 2016. № 1. С. 66—70.

8. **Проектирование** и производство спиральных сверл переменной жесткости / Д.В. Емельянов, И.А. Савин. Курск: ЗАО "Университетская книга", 2016. 231 с.

Александр Васильевич Шапарев, канд. техн. наук,
meganeiii@yandex.ru;
Игорь Алексеевич Савин, канд. техн. наук

УДК 669.715′24

М.В. Унчикова, В.В. Багетов, С.Д. Карпухин
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана),
О.А. Базылева, Э.Г. Аргинбаева
(Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, г. Москва)

Применение математического планирования эксперимента для оптимизации параметров высокотемпературного отжига интерметаллидного сплава ВКНА-25*

Исследовано влияние высокотемпературного отжига на длительную прочность и микроструктуру интерметаллидного монокристаллического сплава ВКНА-25. Разработана регрессионная модель, устанавливающая связь длительной прочности сплава и технологических факторов термической обработки. Полученные результаты можно использовать для определения режимов отжига, обеспечивающих необходимый уровень длительной прочности.

Ключевые слова: интерметаллидный сплав; высокотемпературный отжиг; планирование эксперимента; регрессионная модель; длительная прочность.

The effect of high temperature annealing on the long-term strength and microstructure of intermetallic monocrystal alloy VKNA-25 is studied. Regression model that established the relationship between the long-term strength and the technological factors of heat treatment is developed. The results can be used for determining of annealing conditions to ensure the necessary level of the long-term strength.

Keywords: intermetallic alloy; high temperature annealing; design of experiment; regression model; long-term strength.

Введение. В последние годы в авиационном двигателестроении все более широкое применение для изготовления высокотемпературных деталей находят жаропрочные никелевые сплавы ВКНА на основе интерметаллида Ni_3Al [1—3]. Устойчивая γ'-Ni_3Al + γ-Ni эвтектическая структура сплавов определяет диапазон рабочих температур 1200...1250 °С, что примерно на 100...150 °С выше, чем у современных литейных монокристаллических никелевых сплавов [4, 5].

Повышение жаропрочности сплавов ВКНА может быть достигнуто дополнительной стабилизацией структуры за счет уменьшения скорости диффузионных процессов при легировании Re, W, Mo. Однако уменьшая диффузионную подвижность атомов, тугоплавкие металлы усиливают эффект неравновесного распределения легирующих элементов при кристаллизации, увеличивая коэффициент ликвации [6], вызывают образование неоднородных по размеру γ/γ'-фаз. Термодинамическая и кинетическая устойчивость сплавов может быть повышена в результате проведения высокотемпературного отжига, который стабилизирует структуру, благоприятно влияет

* Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-38-00260.

1. Химический состав сплава ВКНА-25, % мас./% ат.

Al	Cr	Mo	Re	W	Co	Ti	La	C	Zr
8,35/17,1	5,8/6,2	5/2,9	1,4/0,4	3/0,9	4,5/4,2	0,5/0,6	0,002/0,01	0,02/0,09	0,05/0,03

на структурно-фазовое состояние сплавов, улучшает механические свойства [7—9].

Цель работы — определение оптимального режима отжига на основе применения методики планирования эксперимента.

Материалы и методы исследования. Для исследований был выбран монокристаллический Re-содержащий сплав ВКНА-25, химический состав которого приведен в табл. 1.

Монокристаллические образцы получали методом высокоградиентной кристаллизации на установке УВНС-5, используя затравку из Ni—W-сплава. Отклонение ростовой структуры от кристаллографической ориентации [111], контролируемое рентгеноструктурным методом, не превышало 10°.

Термическую обработку с нагревом до температур 1250...1290 °С и выдержкой 5...10 ч осуществляли в камерной печи VEBKS 400/100 с максимально допустимой рабочей температурой 1350 °С.

Время до разрушения τ при температуре 1100 °С и напряжениях растяжения 100 МПа определяли на компьютеризированных стендах ZST2/3-ВИЭТ согласно ГОСТ 10145—81. По каждому режиму термической обработки испытывали три образца.

Сравнительные металлографические исследования образцов из сплава ВКНА-25 в литом состоянии, а также после термической обработки проводили на оптическом микроскопе Olympus GX-51.

Оптимальный режим термической обработки определяли на основе анализа разработанной регрессионной модели, связывающей независимые технологические факторы, в качестве которых были выбраны продолжительность (X_1) и температура отжига (X_2) и время до разрушения сплава τ, рассматриваемое как функция отклика (y) [10].

Значения факторов X_1, X_2 и уровни их варьирования (табл. 2) были выбраны с учетом обобщенного анализа предварительно полученных экспериментальных данных по влиянию режимов термической обработки на структуру и свойства сплавов ВКНА [7—9]. Для перехода от натуральных значений факторов X_i к кодированным x_i использовали следующую формулу перехода [10]:

2. Уровни факторов

Уровень	X_1 (τ, ч)	X_2 (T, °С)
Основной ($X_{i_0} = 0$)	7,5	1270
Верхний ($x_i = 1$)	10	1290
Нижний ($x_i = -1$)	5	1250
Интервал варьирования ΔX_i	2,5	20

$$x_i = \left(X_i - X_{i_0}\right)/\Delta X_i,$$

где X_i — основной уровень i-й переменной.

Эксперименты проводили согласно многоуровневому плану, что позволило при варьировании продолжительности и температуры отжига на двух и трех уровнях соответственно сократить до шести минимальное число опытов N, рассчитываемое по формуле

$$N = 3^k \cdot 2^m = 3^1 \cdot 2^1 = 6, \qquad (1)$$

где k, m — число факторов, изменяющихся на трех и двух уровнях соответственно.

Уравнение регрессии составляли в виде полинома второго порядка, с помощью которого можно определять значения факторов x_i, обеспечивающие экстремальные значения отклика y:

$$y = b_0 + b_1 x_1 + b_2 x_2 + b_3 x_1 x_2 + b_4 x_2^2, \qquad (2)$$

где b_0, b_1, b_2, b_3, b_4 — коэффициенты регрессии.

Эксперименты проводили в соответствии с матрицей (табл. 3), которая обладает свойствами симметричности и ортогональности. Выполнение указанных свойств возможно [8] при замене в уравнении регрессии параметра x_2^2 на квадратичную функцию z_2, удовлетворяющую условию

$$\Sigma z_{2u} = \Sigma x_{2u}^2 + a_u \Sigma x_{2u} + N c_u = 0,$$

где a, c — константы; u — номер опыта.

Ввиду того, что $\Sigma x_i = 0$,

$$\Sigma x_{2u}^2 + N c_u = 0.$$

3. Матрица регрессии

Номер эксперимента	x_0	x_1	x_2	$x_3 = x_1x_2$	$z_2 = x_2^2 + c$
1	+	–	–	+	1/3
2	+	+	–	–	1/3
3	+	–	+	–	1/3
4	+	+	+	+	1/3
5	+	–	0	0	–2/3
6	+	+	0	0	–2/3

Следовательно,

$$c_u = -\frac{1}{N}\Sigma x_{2u}^2;\ c_u = -\frac{4}{6} \approx -0,67.$$

Выполненные преобразования позволили представить уравнение регрессии в следующем виде:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_1x_2 + b_4\left(x_2^2 - 0,67\right). \quad (3)$$

Адекватность разработанной математической модели подтверждали сравнением экспериментальных данных с расчетными значениями времени до разрушения при испытаниях на длительную прочность.

Результаты исследований и их обсуждение. Режимы высокотемпературного отжига и время до разрушения образцов при испытаниях на длительную прочность представлены в табл. 4.

После статистической обработки экспериментальных данных были определены значения коэффициентов b_i $\left(b_i = \Sigma x_{iu}y_u / \Sigma x_{iu}^2\right)$ и получено уравнение регрессии

$$y = 193,943 - 2,167x_1 + 5,665x_2 - \\ -35x_1x_2 - 17,335\left(x_2^2 - 0,67\right). \quad (4)$$

Для оценки адекватности математической модели построена графическая зависимость (рис. 1) времени до разрушения образцов от температуры отжига при продолжительности термической обработки 5 и 10 ч. Установлено, что графики, построенные по расчетным и экспериментальным значениям, идентичны и при температурах отжига 1250 и 1290 °С расхождение расчетных ($\tau_{расч}$) и экспериментальных ($\tau_{эксп}$) значений не превышает ошибки эксперимента. В то же время при температуре 1270 °С отличие

4. Режимы отжига и время до разрушения образцов при испытаниях на длительную прочность

Номер эксперимента	Режим отжига	Время до разрушения, ч	
		τ	$\tau_{ср}$
1	1250 °С, 5 ч	71	161
		148	
		264	
2	1250 °С, 10 ч	225	204
		192	
		195	
3	1270 °С, 5 ч	237	185
		197	
		121	
4	1270 °С, 10 ч	202	226
		226	
		250	
5	1290 °С, 5 ч	236	242,33
		256	
		235	
6	1290 °С, 10 ч	132	145,33
		205	
		99	

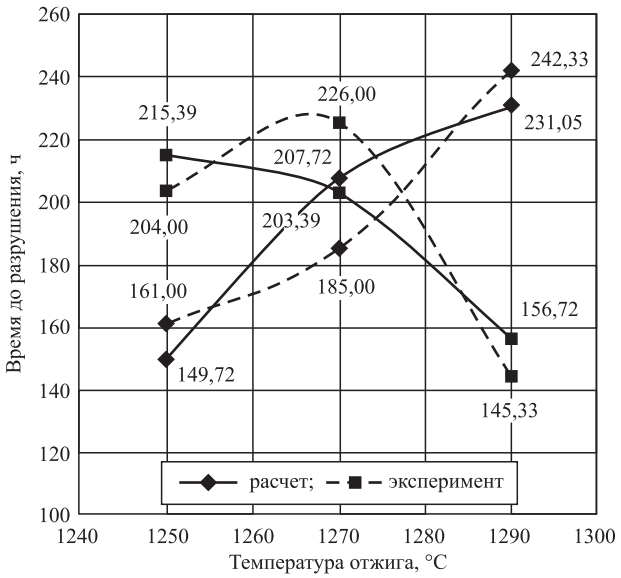


Рис. 1. Влияние температуры отжига на время до разрушения в зависимости от продолжительности отжига:
◆—◆ — 5 ч; ■—■ — 10 ч

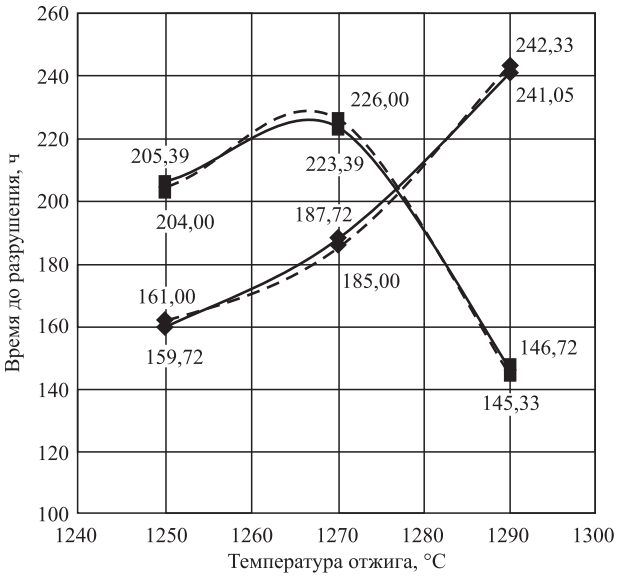


Рис. 2. Сравнение расчетных (сплошные линии) и экспериментальных значений (штриховые линии) длительной прочности сплава ВКНА-25 в зависимости от режима отжига:

◆—◆ — 5 ч; ■—■ — 10 ч

в значениях $\tau_{расч}$ и $\tau_{эксп}$ составляет 12 %, что потребовало аппроксимации функции отклика полиномами $\left(x_1^2 + 2x_1 - 1\right)$ и $x_2^2\left(x_1^2 + 2x_1 - 1\right)$.

В результате выполненных преобразований уравнение регрессии, устанавливающее связь между технологическими параметрами высокотемпературного отжига и длительной прочностью сплава ВКНА-25, имеет следующий вид:

$$y = 193,943 - 2,167x_1 + 5,665x_2 - \\ - 35x_1x_2 - 17,335\left(x_2^2 - 0,67\right) + \\ + 5\left(2 - 3x_2^2\right)\left(x_1^2 + 2x_1 - 1\right). \quad (5)$$

Сравнение расчетных и экспериментальных значений длительной прочности (рис. 2) показало, что после аппроксимации функции отклика отклонение расчетных значений τ от экспериментальных составляет менее 1,5 %, что подтверждает адекватность разработанной математической модели.

Геометрической интерпретацией полиноминальной модели (5) является поверхность отклика, представленная на рис. 3 (см. обложку). Поверхность разбита на секторы с одинаковыми значениями длительной прочности сплава и имеет минимум (время до разрушения составляет 140...160 ч) в диапазоне: время — 0,8...1; температура — 0,9...1 (в кодовом масштабе).

Анализ уравнения регрессии показал, что в пределах выбранной области варьирования технологических параметров термической обработки температура и продолжительность отжига неоднозначно влияют на уровень длительной прочности (рис. 4). Увеличение продолжительности обработки при температурах 1250...1270 °С приводит к плавному повышению длительной прочности, а при температуре 1290 °С — вызывает резкое уменьшение долговечности сплава, и максимальная длительная прочность достигается после отжига при 1290 °С в течение 5 ч.

Для объяснения полученных результатов были проведены исследования микроструктуры образцов в литом состоянии и после термической обработки (рис. 5, см. обложку). Установлено, что в литом состоянии сплав имеет дендрито-ячеистую, неравновесную структуру, которая практически не изменяется после отжига при температуре 1250 °С в течение 5 ч. Повышение температуры до 1290 °С приводит к растворению осей дендритов и образованию более однородной структуры, что, очевидно, является основной причиной повышения длительной прочности.

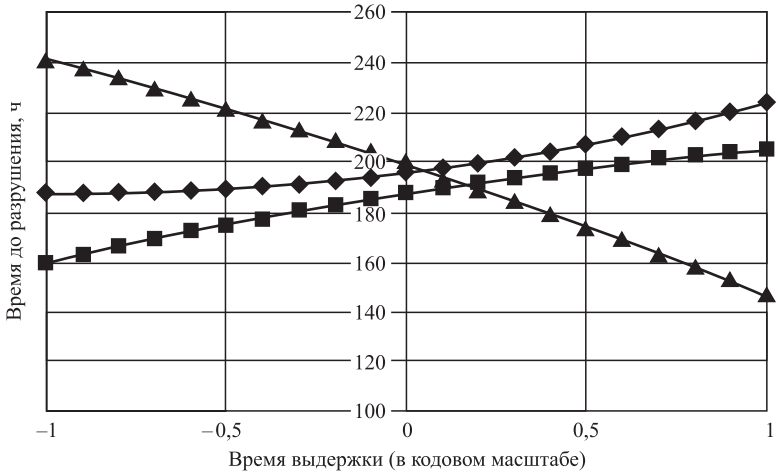


Рис. 4. Влияние продолжительности отжига на длительную прочность сплава ВКНА-25 в зависимости от температуры:

■—■ — 1250 °С; ◆—◆ — 1270 °С; ▲—▲ — 1290 °С

Заключение. Установлена возможность повышения эксплуатационных свойств интерметаллидного монокристаллического сплава ВКНА-25 в результате применения высокотемпературного отжига. Разработана математическая модель, устанавливающая зависимость между длительной прочностью сплава ВКНА-25 и технологическими факторами термической обработки. Определен оптимальный режим отжига: $T_{отж}$ = 1290 °С, $\tau_{отж}$ = 5 ч. Показано, что положительное влияние отжига связано с уменьшением неоднородности структуры. Полученные результаты моделирования можно использовать для определения режимов отжига, обеспечивающих необходимый уровень длительной прочности.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Бунтушкин В.П. и др.** Сплав на основе интерметллида Ni_3Al — перспективный материал для лопаток турбин // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. № 7. С. 16—19.
2. **Каблов Е.Н., Базылева О.А., Воронцов М.А.** Новая основа для создания литейных высокотемпературных жаропрочных сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. № 8. С. 21—25.
3. **Каблов Е.Н., Бунтушкин В.П., Базылева О.А.** Высокотемпературные конструкционные материалы на основе алюминида никеля // Авиационные материалы и технологии. Избранные труды "ВИАМ". 2007. С. 65—69.
4. **Колобов Ю.Р., Каблов Е.Н., Козлов Э.В. и др.** Структура и свойства интерметаллидных материалов с нанофазным упрочнением / под общ. ред. Е.Н. Каблова, Ю.Р. Колобова. М.: Издательский дом МИСиС, 2008. 328 с.
5. **Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Туренко Е.Ю.** Жаропрочные литейные интерметаллидные сплавы // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 57—60.
6. **Дроздов А.А., Поварова К.Б., Морозов А.Е. и др.** Дендритная ликвация в монокристаллах интерметаллидных сплавов на основе Ni_3Al, легированных Cr, Mo, W, Ti, Co, Re // Металлы. 2015. № 4. С. 48—55.
7. **Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г.** Влияние термической обработки на структуру и жаропрочность ренийсодержащего интерметаллидного сплава на основе никеля // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 2. С. 21—26.
8. **Влияние** термической обработки на структуру и свойства интерметаллидного монокристаллического сплава на основе Ni_3Al / М.В. Унчикова, Ю.В. Костенко, О.А. Базылева, Э.Г. Аргинбаева // Заготовительные производства в машиностроении. 2015. № 10. С. 35—38.
9. **Влияние** высокотемпературного отжига на структуру и свойства сплавов на основе интерметаллида Ni_3Al / О.А. Базылева, Э.Г. Аргинбаева, М.В. Унчикова, Ю.В. Костенко // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. "Машиностроение". 2016. № 1. С. 112—122.
10. **Новик Ф.С., Арсов Я.Б.** Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования эксперимента. М.: Машиностроение, 1980. 304 с.

Марина Васильевна Унчикова, канд. техн. наук,
unchikova_mv@mail.ru;
Владислав Витальевич Багетов;
Сергей Дмитриевич Карпухин, канд. техн. наук;
Ольга Анатольевна Базылева, канд. техн. наук;
Эльвира Гайсаевна Аргинбаева, канд. техн. наук

УДК 621.771

В.Н. Кокорин, В.П. Табаков, О.Г. Крупенников, А.А. Григорьев*, М.В. Кокорин, К.С. Левушкин
(Ульяновский государственный технический университет,
**Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)*

Исследование процесса контурной лазерной резки при механической активации металлопроката

Рассмотрены вопросы процесса контурной лазерной резки за счет применения предварительного деформационного упрочнения листового металлопроката при механической активации.

Ключевые слова: лазерная резка; упрочнение; металлопрокат; технология.

The problems of the laser contour cutting process using the pre-strain hardening of sheet rolled metal during mechanical activation are considered.

Keywords: laser cutting; hardening; rolled metal; technology.

В настоящее время опубликован ряд работ, в которых обобщены и проанализированы вопросы, связанные с проблемами лазерной резки материалов. Однако многообразие физических процессов и явлений, протекающих при высоких температурах, характерных для лазерной резки, затрудняет экспериментальную отработку рациональных режимов [1].

Для повышения эффективности разделительных операций листовой штамповки в Ульяновском государственном техническом университете предложен новый способ лазерной контурной резки при механической активации металлопроката [2], позволяющий значительно повысить технологические возможности разделительных операций в результате существенного снижения локализации зоны температурного воздействия при уменьшении теплопроводности металла в процессе предварительного деформационного упрочнения и, как следствие, уменьшения образования грата на боковой поверхности реза.

В исследовании использовали полосовые заготовки из стали 20 толщиной 3 мм (ГОСТ 1050—2013).

Исходные заготовки подвергали динамическому холодному ударному воздействию (температура подготовки образцов 20 °С). Деформирование по толщине проводили до следующих значений: 1) s_1 = 2,25 мм (ε = 25 %); 2) s_2 = 1,5 мм (ε = 50 %); 3) s_3 = 0,75 мм (ε = 75 %), где ε — степень деформации.

Далее осуществляли контурную лазерную резку элементов в соответствии с рис. 1.

При этом их относительная толщина (отношение диаметра *d* к исходной толщине *s*) составляла соответственно 8,68; 3,65; 1,4 и 0,84 при ε = 0 %.

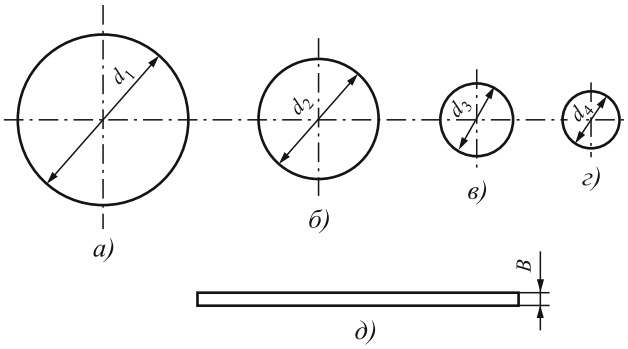


Рис. 1. Схемы траекторий резки:
а—г — перемещение лазера по окружности; *д* — линейное перемещение лазера; *B* — ширина реза

Изучение функциональных связей в процессе контурной лазерной резки с механической активацией структуры листового металлопроката позволило разработать физическую модель формирования зоны теплового воздействия [3] с учетом температурного влияния на характер реза; габаритного диапазона элементов реза (d/s); площади температурного воздействия $F_{т.в}$; отношения площади, подверженной температурному воздействию, к площади зоны, свободной от температурного воздействия $\eta_т = \frac{F_{т.в}}{F_{з.с}}$ — показателя относительного термического воздействия на размерную погрешность формы $\Delta_{отн}/s$.

Физическая модель построена для четырех групп основного диапазона варьирования геометрических элементов изделий радиотехнического назначения, выпускаемых в ОАО "Утес" (г. Ульяновск). Диаметр фокального пятна $d_{ф.п}$ лазерного излучения комплекса "ТЕГРА500Р" составлял 2 мм.

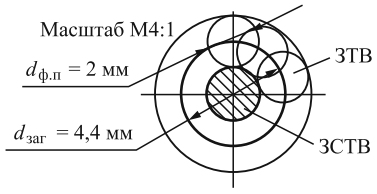
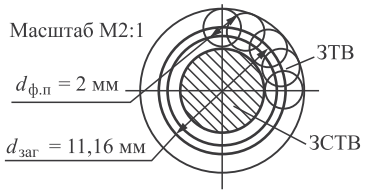
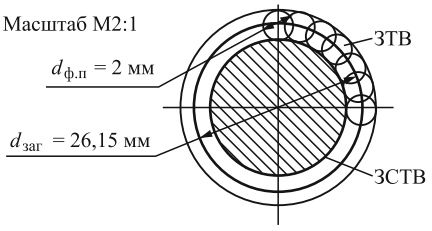
Были рассчитаны площади свободных и термически измененных поверхностей и построены схемы, наглядно иллюстрирующие формирование зоны активного воздействия лазерного луча при резке. Физическая модель зоны теплового воздействия приведена в таблице.

Графическая интерпретация физической модели представлена на рис. 2 и 3.

Анализ графика рис. 2 позволяет сделать вывод об интенсивном увеличении относительной размерной погрешности $\Delta_{отн}/s$ при изменении показателя относительного термического воздействия $\eta_т$ в диапазоне от 0 до 1,65. Дальнейший рост $\eta_т$ приводит к стагнации размерной погрешности.

С увеличением номера габаритного диапазона (элемента вырезаемого контура) значительно уменьшается показатель $\Delta_{отн}/s$ (см. рис. 3). Это свидетельствует о том, что возрастает доля тепловой энергии, передаваемой заготовке, и уменьшается негативное влияние тепловой энергии на качество реза. При этом изменение

Физическая модель теплового воздействия

Габаритный диапазон		Физическая модель теплового воздействия	Площадь температурного воздействия $F_{т.в}$, мм^2	Площадь зоны, свободной от температурного воздействия $F_{з.с}$, мм^2	$\eta_т = \frac{F_{т.в}}{F_{з.с}}$	$\Delta_{отн}/s$
1	$d \leqslant s$		7,9	3,08	2,56	0,07
2	$s < d \leqslant 1{,}5s$		13,2	9,70	1,36	0,067
3	$1{,}5s < d \leqslant 4s$		34,5	81,6	0,42	0,055
4	$4s < d \leqslant 9s$		81,8	496,8	0,165	0,035

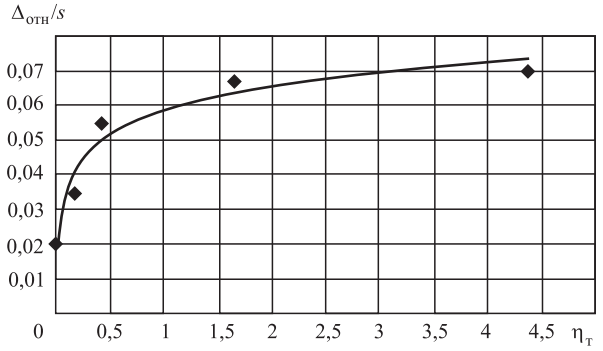


Рис. 2. Зависимость относительной погрешности реза $\Delta_{отн}/s$ от показателя относительного термического воздействия $\eta_т$

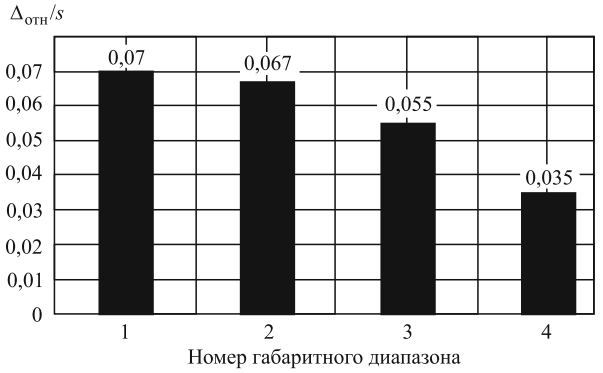


Рис. 3. Диаграмма зависимости относительной погрешности реза от габаритного диапазона заготовок:
1 — $d \leqslant s$; 2 — $s \leqslant d < 1{,}5s$; 3 — $1{,}5s \leqslant d < 4s$; 4 — $4s < d \leqslant 9s$

показателя $\eta_т$ (см. таблицу) также носит нелинейный характер.

Таким образом, можно сделать вывод о стабилизации теплового баланса в зоне резания при вырезании заготовок из габаритных диапазонов № 3 и 4.

Установлено влияние степени деформации на размерную точность, шероховатость поверхности боковой поверхности реза, ширину реза, выявлен характер деформационного упрочнения на кристаллическую структуру металла, способствующего резкому уменьшению теплопроводности с одновременным снижением температурного воздействия в зоне реза.

Выявлено, что минимальная размерная погрешность достигается при механической активации, значение которой соответствует максимальной степени деформации 75 %. При этом уменьшение размерной погрешности составляет 45,4 % по сравнению с недеформированной заготовкой.

Шероховатость поверхности реза контролировали, используя образцы материала, вырезанные из листовой заготовки, подвергнутой контурной лазерной резке с механической активацией. Контроль осуществляли на профилометре мод. 130 1-й степени точности, изготовленном в 2015 г. по ТУ 3943-001-70281271 в ОАО "Завод Протон-МИЭТ" (г. Москва, г. Зеленоград).

При малых степенях деформации (от 0 до 25 %) наблюдается монотонно убывающая линия тренда погрешностей шероховатости, а при степенях деформации от 25 до 55 % — площадка стагнации, при этом параметр шероховатости $Ra \approx 12$ мкм. При дальнейшем увеличении степени деформации наблюдается резкое снижение параметра шероховатости поверхности до 7 мкм [3]. Таким образом, отмечено повышение качества боковой поверхности среза, в частности, уменьшение шероховатости в 1,7 раза в диапазоне степеней деформаций $\varepsilon = 0...75$ %.

Установлено, что при малых степенях деформации (от 0 до 20 %) наблюдается незначительное уменьшение ширины реза B, а при степенях деформации от 20 до 75 % — существенное снижение ширины реза, при чем ширина реза при $\varepsilon = 75$ % составляет 0,088 мм, тогда как при $\varepsilon = 0$ % она равна 0,218 мм, т. е. ширина поверхности реза снижается в 2,48 раза в диапазоне $\varepsilon = 0...75$ %.

На рис. 4 представлена технологическая схема разрабатываемого процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката [3].

Деформационное упрочнение листового металлопроката реализовано с помощью деформирующих валков, обеспечивающих холодное пластическое деформирование исходного листового материала в зонах разделения и осуществляющих разнонаправленное вращатель-

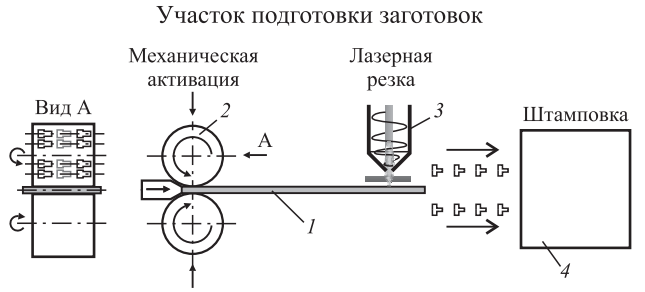


Рис. 4. Технологическая схема резки с упрочнением металлопрокатом:
1 — полоса; *2* — валки; *3* — лазерный комплекс "ТЕГРА500Р"; *4* — пресс Baykal APHS

ное движение. Валки снабжены клиновидными ребрами, конфигурация которых соответствует контуру вырезаемой детали.

Сравнение действующей технологии, реализуемой в ОАО "Утес", и технологии, обеспечивающей активацию металлопроката, показало, что себестоимость изделия уменьшается вследствие снижения (до 2,1 раза) трудоемкости слесарных работ за счет существенного уменьшения образования грата на боковой поверхности реза (от 60 % в базовом варианте до 28,5 % по технологии при использовании механической активации).

Заключение. Разработан и исследован новый технологический процесс лазерной контурной резки с предварительной механической активацией металлопроката, позволяющий повысить качество изделий и снизить трудоемкость финишных операций.

Разработана физическая модель формирования температурного воздействия в зависимости от варьируемого диапазона параметров детали и толщины металлопроката, позволяющая проводить выбор рациональных технологических режимов обработки.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Панченко В.Я., Голубев В.С., Васильцов В.В. и др.** Лазерные технологии обработки материалов: современные проблемы фундаментальных исследований и прикладных разработок / под ред. В.Я. Панченко. М.: Физматлит, 2009. 664 с.

2. **Лазерный** технологический комплекс для контурного раскроя листовых материалов "ТЕГРА500Р" / М.В. Кокорин, Д.Р. Подмарев, К.С. Левушкин, В.Н. Кокорин. 49 НТК "Вузовская наука в современных условиях". Ульяновск: УлГТУ, 2015. С. 113—117.

3. **Моделирование** процесса контурной лазерной резки с механической активацией листового металлопроката / В.Н. Кокорин, Н.И. Шанченко, О.В. Мищенко, М.В. Кокорин, К.С. Левушкин // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 11. С. 42—49.

Валерий Николаевич Кокорин, д-р техн. наук,
vnkokorin@mail.ru;
Владимир Петрович Табаков, д-р техн. наук;
Олег Геннадьевич Крупенников, канд. техн. наук;
Андрей Анатольевич Григорьев, канд. техн. наук;
Максим Валерьевич Кокорин;
Константин Сергеевич Левушкин

ИнМаш ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»

МЕДЬ И МЕДНЫЕ СПЛАВЫ
ОТЕЧЕСТВЕННЫЕ И ЗАРУБЕЖНЫЕ МАРКИ
СПРАВОЧНИК
Осинцев О.Е., Федоров В.Н.
2-е изд., перераб. и доп. 2016. 360 с.
ISBN 978-5-9907638-3-8

В справочнике впервые систематизированы и обобщены сведения о физических, механических и технологических свойствах почти всех марок меди и сплавов на ее основе: латуней, бронз, медно-никелевых сплавов, а также специальных медных сплавов: микролегированных, дисперсно-упрочненных, с эффектом памяти и др. Показано влияние легирующих элементов и примесей на свойства сплавов. Изложены сведения о составе и структуре, особенностях термической обработки, даны двойные и многокомпонентные диаграммы состояния, определяющие фазовый состав. Приведены также сведения о свойствах зарубежных аналогов отечественных медных сплавов. 2-е издание (1-е издание 2004 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами, а также дополнено сведениями по припоям на основе меди.

Для инженерно-технических работников машиностроительных, металлургических и металлообрабатывающих предприятий, научно-исследовательских и проектно-конструкторских организаций, а также для студентов, аспирантов и преподавателей высших учебных заведений и университетов.

Приобрести книгу в издательстве можно, прислав заявку:
по почте: 107076, г. Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2; по e-mail: realiz@mashin.ru.
Дополнительная информация по телефону: (495) 785-60-69 и на сайте www.mashin.ru

В.Ю. Лавриненко
(Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана)

XIII Международная научно-техническая конференция "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем" в Севастопольском государственном университете

С 5 по 9 сентября 2016 г. в Севастопольском государственном университете состоялась XIII Международная научно-техническая конференция "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем". Работа конференции проходила по следующим тематическим направлениям:

- динамика и прочность, надежность и долговечность механических и биомеханических систем;
- математическое моделирование в теоретической и прикладной механике;
- механика процессов упругопластического деформирования;
- материалы конструкций и методы их исследования;
- диагностика технического состояния систем;
- энергетика механических систем.

В работе конференции приняли участие более 50 представителей научно-исследовательских организаций, вузов и промышленных предприятий, в том числе: Севастопольский государственный университет; Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана; Орловский государственный университет им. И.С. Тургенева; Тульский государственный университет; Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва; Медицинская академия им. С.И. Георгиевского, г. Симферополь; Всероссийский научно-исследовательский институт механизации сельского хозяйства, г. Москва; Первый Московский государственный медицинский университет имени И.М. Сеченова, г. Москва; Институт патологии позвоночника и суставов им. М.И. Ситенко АМНУ, г. Харьков; Керченский государственный морской технологический университет; Волгоградский государственный технический университет; Государственный морской университет им. адмирала Ф.Ф. Ушакова, г. Новороссийск; Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева; Московский государственный машиностроительный университет, Рязанский институт (филиал); Институт природно-технических систем Российской Федерации, г. Севастополь; Ассоциация ортопедов и травматологов Крыма; 9-я городская больница, г. Севастополь.

На заседании конференции было заслушано 34 доклада. Материалы конференции изданы в специальном номере научно-технического журнала "Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии".

Большой интерес у участников конференции вызвали доклады, посвященные машиностроительным технологиям: разработке экспериментальной установки для исследования динамики процесса виброчастотного измерения диаметров отверстий малого номинала (М.Г. Кристаль, Волгоградский государственный технический университет), выбору скорости деформирования в условиях налипания материала заготовки на инструмент при вытяжке с прижимом (М.А. Сережкин, МГТУ им. Н.Э. Баумана), исследованию зависимости изменения микроструктуры и параметра микротвердости бронзовых сплавов от степени деформации (С.Ю. Радченко, Орловский

государственный университет им. И.С. Тургенева), описанию результатов экспериментальных исследований гибки листовых заготовок на молотах (В.Ю. Лавриненко, МГТУ им. Н.Э. Баумана) и др.

Также вниманию участников конференции был предложен доклад главного редактора и председателя редакционного совета журнала "Заготовительные производства в машиностроении" В.Ю. Лавриненко, посвященный публикационной деятельности научно-технического издательства "Инновационное машиностроение" и проблемам научных публикаций.

По результатам проведения XIII Международной научно-технической конференции было принято решение о целесообразности ежегодного проведения конференции в Севастопольском государственном университете по тематике: "Динамика, надежность и долговечность механических и биомеханических систем" для обмена опытом, обсуждения и решения актуальных проблем биомедицинской и машиностроительной отраслей промышленности с участием ведущих специалистов, студентов, аспирантов и молодых ученых, научно-исследовательских, учебных и производственных предприятий РФ и зарубежных стран.

Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук

Международная специализированная выставка "МАШИНОСТРОЕНИЕ. МЕТАЛЛООБРАБОТКА. КАЗАНЬ–2016"

07–09 ноября 2016 г. **г. Казань**

Место проведения: ВЦ "Казанская ярмарка"

Основные тематические разделы:

- Металлообрабатывающее и металлорежущее оборудование, инструмент
- Материалы для металлообработки
- Контрольно-измерительные приборы и инструменты
- Продукция машиностроительных предприятий
- Автоматизация производственных процессов
- Средства и методы индивидуальной защиты
- Оборудование для термической обработки
- Гидравлическое и пневмооборудование
- Ремонт и модернизация оборудования
- Кузнечно-прессовое оборудование
- Литейное оборудование
- Робототехника

По данным www.exponet.ru

К СВЕДЕНИЮ АВТОРОВ ЖУРНАЛА

В редакцию представляются:

1. **Статья в электронном виде** – файл (с расширением .doc) с набором текста (шрифт Times New Roman) Объем статьи (текст статьи, рисунки, таблицы), предлагаемой к публикации, не должен превышать 15 страниц, набранных 12-м кеглем через полтора интервала.
   Все страницы в статье должны быть пронумерованы.

2. **Сведения об авторах:**
   - фамилии, имена и отчества авторов;
   - ученая степень (если есть);
   - место работы;
   - контактный телефон, e-mail, почтовый адрес;
   - страна (*для иностранных авторов).*

Названия учреждений, в которых выполнялись исследования, необходимо раскрывать полностью, указывать город.

3. **Обязательно представлять на русском и английском языках:**
   - фамилии и инициалы авторов;
   - название статьи;
   - аннотацию к статье;
   - ключевые слова

Требования к оформлению статьи

1. **На первой странице указывать УДК** (Индекс статьи по Универсальной десятичной классификации http://teacode.com/online/udc/).

2. **Сведения о грантах необходимо давать ссылкой, обозначенной звездочкой (*), на первой странице.**

3. **Статья должна быть структурирована:**
   - *Введение*, содержащее реферативное изложение постановки задачи и возможного применения полученных результатов, актуальность рассматриваемой проблемы.
   - *Основная часть* должна иметь несколько внутренних разделов и содержать формализованную постановку задачи и предлагаемый метод ее решения; отличие предлагаемой постановки задачи от уже известных; преимущество развиваемого метода по сравнению с существующими; содержать пример, подтверждающий работоспособность и эффективность предложенного решения.
   - *Заключение*, содержащее обсуждение полученных результатов, рекомендации.

4. **Формулы, буквенные обозначения (прописные и строчные, латинского (не готического) и греческого алфавитов), цифры, знаки и их расположение должны быть четкими и различимыми.**

Для набора формул и буквенных обозначений следует использовать программу MathType или редактор формул Equation в офисном редакторе Microsoft Office Word.

5. **После текста должен быть приведен библиографический список,** составленный по порядку ссылок в тексте и оформленный по ГОСТ 7.0.5–2008. Ссылки на иностранную литературу следует писать на языке оригинала без сокращений. Количество литературных источников не должно превышать 10 наименований.

6. **Иллюстрации представляются в виде отдельных файлов (с расширением .doc, .tiff, .pdf, .jpeg и разрешением 600 dpi), размер не должен превышать 186 мм.**

Рисунок должен быть четким и иметь подрисуночную подпись. Подрисуночные подписи следует представлять отдельным списком в виде файла Microsoft Word.

Все статьи, поступающие в редакцию, проходят рецензирование.

В случае отклонения статьи редакционным советом журнала редакция оставляет за собой право сообщать автору о решении редакционного совета без представления рецензии.

ООО "Издательство "**Инновационное машиностроение"**, 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2
Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. http://www.mashin.ru
Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*
Сдано в набор 15.08.2016. Подписано в печать 04.10.2016. Формат 60 × 88 1/8.
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Адвансед солюшнз".
119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: **www.aov.ru**
Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.