ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА в машиностроении

(Кузнечно-прессовое, литейное и другие производства)

Nº 5 май 2016

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Илюхин В.Д., Вольнов И.Н., Лаптев М.А. Влияние несвободного затвердевания Лебедев В.А., Новиков С.В. Расчет параметров автоматической дуговой наплавки цилиндрических деталей с колебательными движениями сварочного инструмента6

Кузнечно-штамповочное производство

Паламарь И.Н., Сизов П.В., Первов М.Л., Клементьев Е.В. Система автоматического анализа изображений для исследования пластических деформаций биметал-Сережкин М.А., Лавриненко В.Ю., Ступников В.П., Мельников Э.Л., Ларина А.В. Влияние финишной антифрикционной безабразивной обработки рабочей поверхности штампа на условия трения при вытяжке деталей-полусфер из технически чистого Александров С.Е., Пирумов А.Р. К определению эмпирического соотношения для параметров шероховатости свободной поверхности

Прокатно-волочильное производство

Матвеев М.А., Колбасников Н.Г., Мишин В.В., Лукьянов А.А. Причины образова-

Материаловедение и новые материалы

Грушко О.Е., Гуреева М.А., Клочков Г.Г. Оптимизация режима упрочняющей терми-Симачёв А.С., Темлянцев М.В., Осколкова Т.Н., Полевой Е.В., Головатенко А.В. Исследование высокотемпературной пластичности различных зон кристаллизации рельсовой электростали марки Э90ХАФ45

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.

Председатель редакционного совета <u>и главный ред</u>актор СЕМЁНОВ Е.И., д.т.н., проф.

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. ЛАВРИНЕНКО В.Ю., д.т.н., доц. 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 Министерстве связи и массовых коммуникаций РФ. 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



© Издательство "Инновационное машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2016

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING (Press forging, foundry and other productions)

Nº 5 May 2016

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

 Ilyukhin V.D., Vol'nov I.N., Laptev M.A. Influence of not-free solidification of casting on volume of shrinkage cavity

 Schedev V.A., Novikov S.V. Calculation of parameters of automatic arc surfacing of cylindrical details with fluctuating motions of welding instrument

Forging and Stamping Production

Palamar' I.N., Sizov P.V., Pervov M.L., Klement'yev E.V. Automatic image analysis
system for research of plastic deformation of bimetallic plate
Serezhkin M.A., Lavrinenko V.Yu., Stupnikov V.P., Mel'nikov E.L., Larina A.V. Influence
of finish antifriction nonabrasive treatment of work surface of tool to friction conditions during sheet metal drawing of semisphere parts from technical pure aluminum
surface roughness parameters

Rolling and Drawing Production

Physical Metallurgy and New Materials

Grushko O.E., Gureeva M.A., Klochkov G.G. Optimization of strengthening heat
treatment regime of sheets of alloy V1341 doped with calcium
Simachev A.S., Temlyantsev M.V., Oskolkova T.N., Polevoy E.V., Golovatenko A.V.
Study of high-temperature plasticity of different zones of crystallization of rail electric
furnace steel E90KhAF45

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

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

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 LAVRINENKO V.Yu. LARIN S.N. MOROZ B.S MURATOV V S NAZARYAN F 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 Ministry of Telecom and Mass Communications of the Russian Federation. 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

литейное и сварочное



УДК 621.74

В.Д. Илюхин, И.Н. Вольнов (Университет машиностроения), М.А. Лаптев (ОАО "Московский вертолетный завод им. М.Л. Миля")

Влияние несвободного затвердевания отливки на объем усадочной раковины

Рассмотрена связь объема усадочной раковины с условиями силового взаимодействия отливки и формы. Приведены результаты натурного и вычислительного экспериментов. Показано, что при растяжении затвердевающей отливки объем усадочной раковины увеличивается, а при сжатии — уменьшается. В формулу Ю.А. Нехендзи для расчета относительного объема усадочной раковины введено дополнительное слагаемое.

Ключевые слова: усадочная раковина; отливка; растяжение; сжатие; моделирование; ProCast.

The relationship of shrinkage cavity volume with the conditions of force interaction between the casting and mould is considered. Results of natural and computing experiments are given. It is shown that at stretching of the solidifying casting the volume of shrinkage cavity increases, and at compression — decreases. For calculation of relative volume of shrinkage cavity additional term is entered into Nekhendzi's formula.

Keywords: shrinkage cavity; casting; stretching; compression; simulation; ProCast.

Общая теория формирования отливки в настоящее время развивается за счет исследования эффектов на стыках частных теорий формирования отливки, которые уже достаточно полно разработаны. Например, повышение точности прогнозирования в математическом моделировании горячих трещин связывается с объединением таких частных теорий, как теория образования горячих трещин и теория кинетики кристаллизации отливки. Другой пример — уточнение расчета образования усадочных дефектов в отливке (раковин и пористости) при ее затвердевании в условиях силового взаимодействия с литейной формой: сжатия/растяжения. В работе Ю.А. Нехендзи (см. кн.: Стальное литье. М.: Металлургиздат, 1948.) было отмечено, что при торможении усадки, т.е. при растягивающих напряжениях, объем усадочной раковины отливки увеличивается, а при сжимающих — уменьшается.

Подтверждение этих наблюдений было зафиксировано при анализе динамики перемещения частей отливки в виде пробы на образование горячих трещин (Константинов Л.С., Илюхин В.Д. Рассредоточение усадочной деформации как метод предотвращения горячих трещин в отливках // Литейное производство. 1975. № 1). В начальный период направленного затвердевания затвердевшая по длине часть отливки интенсивно охлаждается и уменьшает свою длину и объем. Так как в пробе линейная усадка по длине полностью затруднена, то она должна компенсироваться жидким металлом из незатвердевшей части отливки и прибыли соответственно. Это наблюдение позволяет сделать предположение, что прибыль будет компенсировать не только объемную усадку

охлаждающегося и затвердевающего расплава, но и линейную усадку твердой и уже затвердевшей части отливки. Таким образом, при затвердевании отливки в условиях растягивающих напряжений необходим дополнительный объем прибыли.

При затвердевании отливки в условиях сжимающих напряжений объем прибыли может быть уменьшен. Примером здесь является усадочная решетка Гейне. В начальный период затвердевания тонкие и уже затвердевшие стержни сжимают пластичный и еще твердожидкий толстый стержень, а объемная усадка затвердевающего металла в этом стержне будет компенсироваться его пластическим сжатием.

Для количественного подтверждения этих представлений был поставлен специальный эксперимент. В песчано-глинистой форме заливались две одинаковые по геометрии и размерам конусные отливки длиной 300 мм с минимальным сечением 18×18 мм и максимальным сечением 32×32 мм. Конусность отливки обеспечивает направленное ее затвердевание от тонкого торца к прибыли. Питание отливки осуществлялось массивной прибылью диаметром 50 мм и высотой 120 мм. Две отливки в блоке заливались через общий стояк. На рис. 1 показана 3D-модель отливки с литниково-питающей системой.

Линейная усадка одной отливки полностью затруднялась путем добавления к концу отливки специальных приливов и соединения их с опокой. Такие же приливы делались на конце второй — свободной отливки, но они не соединялись с опокой. Таким образом обе-



Рис. 1. 3D-модель блока конусных отливок с литниковопитающей системой



Рис. 2. Отливка блока конусных отливок

спечивались одинаковые тепловые условия затвердевания для обеих отливок.

При постановке эксперимента использовали чистый электротехнический алюминий, затвердевание которого происходит с образованием концентрированной усадочной раковины в прибылях отливки. Объем усадочных раковин замеряли мерной пипеткой по объему залитого в раковину керосина (рис. 2).

По результатам семи экспериментов было установлено, что объем усадочной раковины отливки, имеющей затрудненную усадку, на 4...5 % больше, чем у отливки со свободной усадкой, т.е. результаты эксперимента подтвердили выдвинутую гипотезу.

Процесс затвердевания, деформирования и перемещения различных частей опытных отливок, приведенных на рис. 1, был смоделирован в программном комплексе ProCast. На рис. 3 (см. обложку) представлены результаты моделирования в виде поля перемещения вдоль осей этих отливок на момент времени их полного затвердевания.

Результаты моделирования показали, что максимальное перемещение в отливке, затвердевшей в свободных условиях, составляет -0,896 мм, а максимальная деформация растяжения отливки с полностью затрудненной усадкой +0,838 мм. Оба значения соизмеримы, а это значит, что массивный конец отливки, затвердевшей в затрудненных условиях, переместился на 0,838 мм. Так как в натурном эксперименте в этой отливке не было трещин и утяжин, следовательно, это перемещение компенсировалось жидким металлом из прибыли. Объем расплава, необходимый для компенсации этого перемещения, по расчетам составляет около 900 мм³. Полученная в натурном эксперименте разница объемов залитого в усадочные раковины обеих отливок керосина составила в среднем 1000...1100 мм³.

Результаты моделирования также показали в отливке с затруднением усадки образование шейки (утяжины) в зоне растягивающих деформаций (см. рис. 3). Математические модели ProCast не учитывают описываемых здесь эффектов связи усадки с силовыми условиями затвердевания и, следовательно, в расчетах в зоне максимальных растягивающих деформаций (зона утяжины) компенсации жидким металлом не происходило. Этим, видимо, следует объяснить различие результатов вычислительного и натурного экспериментов: в натурном эксперименте дефекта утяжин не было, а компенсируемый объем в программе ProCast меньше на 100...200 мм³.

В реальных отливках затвердевание может происходить при сжимающих напряжениях. В этом случае жидкая фаза будет вытесняться в прибыль и межкристаллические поры отливки. Примером такого явления может быть известное литейщикам "запотевание" чугунных отливок, вытеснения фосфидной эвтектики. Таким образом, в аналитическую формулу Ю.А. Нехендзи для расчета относительного объема усадочной раковины W_p необходимо добавить еще одно слагаемое:

$$W_{\rm p} = \alpha_{\rm *} \left(T_{\rm **.c} - T_{\rm 3} \right) + \varepsilon_{\rm 3} -$$
$$-1,5\alpha_{\rm T} \left(T_{\rm 3} - T_{\rm T.c} \right) \pm \alpha_{\rm T} \left(T_{\rm 3} - T_{\rm T.c} \right),$$

где $\alpha_{\rm m}$ — коэффициент объемной усадки жидкого металла;

 $T_{\rm ж.c}$ — средняя температура жидкого металла в момент начала затвердевания отливки;

 T_3 — температура затвердевания металла;

ε₃ — усадка при затвердевании;

 $\alpha_{\rm T}$ — коэффициент линейной усадки твердого металла;

*T*_{т.с} — средняя температура твердого металла;

 $T'_{\rm T.c}$ — средняя температура твердого металла на момент окончания затвердевания прибыли.

Данная формула имеет теоретический характер. Количественный результат влияния на объем усадочной раковины деформации и перемещения твердой части отливки можно получить при наличии динамики температурного поля отливки, рассчитанного в каком-либо программном комплексе, например в ProCast.

Заключение. Рассмотрена гипотеза Ю.А. Нехензи о связи затрудненной усадки с объемом усадочной раковины и предложено ее уточнение за счет рассмотрения усадочных процессов не только в двухфазной зоне, но и в затвердевшей части отливки.

Экспериментально и с помощью компьютерного моделирования в программе ProCast показано влияние на объем усадочной раковины затрудненной усадки отливки, и выполнена количественная оценка этого влияния.

В формулу для расчета относительного объема прибыли Ю.А. Нехензи добавлено слагаемое, учитывающее силовой характер затвердевания и охлаждения отливки.

Виктор Дмитриевич Илюхин, канд. техн. наук; Илья Николаевич Вольнов, канд. техн. наук, ilja-volnov@yandex.ru; Михаил Александрович Лаптев



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

Расчет параметров автоматической дуговой наплавки цилиндрических деталей с колебательными движениями сварочного инструмента

Рассмотрена задача получения сплошного покрытия при упрочняющей или восстанавливающей дуговой наплавке с колебаниями сварочного инструмента по сложным траекториям, основу которых составляют колебания по гармоническому закону, перпендикулярные оси перемещения дуги. В аналитическом виде получены условия решения задачи обеспечения сплошного слоя наплавки с выбором определенных параметров колебаний и скорости наплавки. Адекватность результатов аналитических выводов проверена численными расчетами для конкретных режимов дуговой наплавки. Определены условия получения сплошности наплавленного слоя при колебаниях в направлениях, отличных от перпендикулярных, к оси перемещения сварочного инструмента. При этом доказана возможность повышения производительности процесса.

Ключевые слова: наплавка; электродная проволока; восстановление; упрочнение; установка; траектории движения; расчет.

The problem of obtaining of continuous coating with reinforcing or reducing arc surfacing with the vibrations of the welding tool for complex trajectories, which are based on oscillations harmonically perpendicular to the axis of movement of the arc is considered. The analytical conditions are obtained as solution of the problem to ensure continuous layer of surfacing with choice of certain oscillation parameters and welding speed. The adequacy of the results of analytical conclusions verified by numerical calculations for specific modes of arc welding. The conditions obtaining the continuity of the deposited layer during vibration in directions other than perpendicular to the axis of movement of the welding tool are determined. This proved possible to increase the productivity of the process.

Keywords: surfacing; welding wire; restoration; hardening; equipment; trajectory; calculation.

Важным критерием получения качественного шва при наплавке с наложением механических колебаний на сварочный инструмент является соблюдение условия сплошности, а именно: формирование сплошного валика с равномерным перекрытием по ширине. Механические колебания могут быть разного типа и накладываться на сварочный инструмент или на расплав ванны.

Так, в работах [1—4] при наплавке применяются колебания сварочного инструмента по трапециевидной траектории, что в одних случаях обусловлено получением большой площади наплавки, а следовательно, увеличением производительности процесса [1, 2], в других случаях — вместе с получением широкого валика необходимо обеспечение низких значений скорости охлаждения расплава ванны [3].

Для получения мелкозернистой структуры наплавленного слоя обычно применяются гармонические колебания сварочного инструмента или расплава ванны, что обусловлено природой кристаллизационных процессов, имеющих периодичность гармонического характера при затвердевании металла [5].

Синхронизируя колебания сварочного инструмента или расплава ванны с колебаниями кристаллизационного процесса и подбирая частотные характеристики, можно добиться максимальной степени измельчения структуры наплавленного металла, что обеспечит его высокие механические свойства.

Таким образом, обеспечение сплошности наплавленного шва с применением гармонических колебаний является актуальной задачей технологии наплавки.

Как показано в работе [6], в случае гармонических колебаний сварочного инструмента сплошность будет обеспечена в том случае, если нормаль AB в произвольной точке графика функции $y(t) = \frac{L}{2} \sin \omega t$ (L/2 — амплитуда колебания; ω — частота колебания) из точки A(середина между двумя максимумами) будет иметь длину, равную половине ширины шва *l*/2. В случае прямолинейного и равномерного движения сварочного инструмента вдоль оси Х зависимость y(x) будет иметь вид, изображенный на рис. 1.

В аналитическом виде условие сплошности должно выражаться в определении скорости наплавки v_н как функции от частотных характеристик L/2, ω и ширины шва *l* с учетом указанного выше положения и размера нормали *АВ*. Конечное выражение для $v_{\rm H}$ имеет вид [6]:

$$v_{\rm H} = \frac{L\omega}{2} \sqrt{\frac{(\sin\tau - 1)\cos\tau}{\frac{3}{2}\pi - \tau}},$$
 (1)

где т — корень уравнения:

$$\frac{l^2}{L^2} = (\sin t - 1) \left[(\sin t - 1) + \left(\frac{3}{2} \pi - t \right) \cos t \right]$$
(2)

при $t = \frac{\omega x_1}{v_{\mu}}$.

Формула (1) не имеет смысла в силу того, что сомножитель (sin τ - 1) на участке области допустимых значений (-1; 0) для функции sin будет отрицательным. Кроме того, исходя из подхода вывода данной формулы, непонятно, как было получено уравнение (2). Данные обстоятельства обусловливают необходимость проведения некоторой корректировки конечной формулы (1).

Рассматривая АВ как участок нормали к произвольной точке x₁ графика функции $y(t) = \frac{L}{2} \sin \omega t$, для точек *A* и *B* (см. рис. 1) можно записать следующие выражения:

 $\frac{L}{2} = ax_2 + b - для точки A;$

 $y_1 = ax_1 + b - для$ точки *B*,

где *а* — угловой коэффициент нормали; *b* свободный член.

Вычитая из первого уравнения второе и выражая $x_2 - x_1$, получаем:

$$x_2 - x_1 = \frac{1}{a} \left(\frac{L}{2} - y_1 \right).$$
 (3)

Так как $x_2 - x_1$ является расстоянием, то далее будем рассматривать модуль $|x_2 - x_1|$. С другой стороны, определяя АВ как расстояние между двумя точками, заданными



Рис. 1. Схема траектории движения источника нагрева

в декартовой системе координат, можно записать:

$$\left(\frac{l}{2}\right)^2 = \left(x_2 - x_1\right)^2 + \left(\frac{L}{2} - y_1\right)^2.$$
 (4)

Учитывая, что величины у и х являются функциями от времени t, а также с учетом $y(t) = \frac{L}{2}\sin\omega t$, угловой коэффициент нормали будет равен:

$$a = -\frac{1}{\frac{dy}{dx}} = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}dt} = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}} = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}} = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}} = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}dt} = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}} = -\frac{2v_{\rm H}}{\frac{\partial y}{\partial t}}.$$
(5)
$$= -\frac{1}{\frac{L\omega\cos\omega t}{2v_{\rm H}}} = -\frac{2v_{\rm H}}{L\omega\cos\omega t}.$$

Таким образом, значение y_1 — некоторое случайное значение функции $y(t) = \frac{L}{2}\sin\omega t$, т.е. индекс "1" можно отбросить и записать систему уравнений:

$$a = -\frac{2v_{\rm H}}{L\omega\cos\omega t},$$

$$|x_2 - x_1| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2}\sin\omega t\right),$$

$$\left(\frac{l}{2}\right)^2 = (x_2 - x_1)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2}\sin\omega t\right)^2.$$
(6)

Решением данной системы будет выражение для $v_{\rm H}$ (*L*, *l*, ω):

$$v_{\rm H} = \frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin\omega t) |\cos\omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin\omega t)^2}}.$$
 (7)

Из анализа данного выражения видно, что скорость наплавки не будет постоянной. Она будет равна нулю при значениях $\omega t = \frac{n\pi}{2}$, где n — любое нечетное число. Кроме того, необходимо чтобы было удовлетворено условие:

$$\left(\frac{l}{L}\right)^2 - \left(1 - \sin \omega t\right)^2 > 0.$$
(8)

Так как по смыслу всегда $\frac{l}{L} > 0$, то данное неравенство сводится к следующему:

$$1 - \frac{l}{L} < \sin \omega t. \tag{9}$$

Из данного неравенства видно, что оно истинно при любых значениях $\frac{l}{L} > 2$, т.е. формула (7) будет однозначно определять скорость наплавки с соблюдением условия сплошности для любого наперед заданного значения $\frac{l}{L} > 2$.

При $\frac{l}{L} = 2$ формула (7) будет иметь смысл для всех значений ωt кроме точки $\omega t_0 = -\frac{\pi}{2}$, где имеет место неопределенность вида $\frac{0}{0}$.

Тогда формула (7) примет вид: 0

$$\mathbf{v}_{\mathrm{H}} = \lim_{\omega t_0 \to -\frac{\pi}{2}} \mathbf{v}_{\mathrm{H}}', \tag{7a}$$

где

$$v'_{\rm H} = \lim_{\omega t_0 \to -\frac{\pi}{2}} \frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t_0) |\cos \omega t_0|}{\sqrt{4 - (1 - \sin \omega t_0)^2}}.$$
 (76)

Формула (76) определяет скорость сварки в окрестности точки $\omega t_0 = -\frac{\pi}{2}$. Раскрывая неопределенность и применяя теорему 3°, получаем:

$$v_{\rm H} = \frac{L\omega}{2} \lim_{\omega t_0 \to -\frac{\pi}{2}} \times \frac{\left(1 - \sin\left(\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right) - \frac{\pi}{2}\right) \middle| \cos\left(\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right) - \frac{\pi}{2}\right) \right)\right)}{\sqrt{4 - \left(1 - \sin\left(\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right) - \frac{\pi}{2}\right)\right)^2}} =$$

$$= \frac{L\omega}{2} \frac{\lim_{\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right) \to 0} \left(1 - \cos\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right) \middle| \sin\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right) \right)}{\left(\lim_{\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right) \to 0} \sqrt{4 - \left(1 - \cos\left(\omega t_0 + \frac{\pi}{2}\right)^2\right)}} =$$

$$= \frac{L\omega}{2} \frac{0}{2} = 0.$$
(7B)

Таким образом, поведение скорости наплавки в точке $\omega t_0 = -\frac{\pi}{2}$ при $\frac{l}{L} = 2$ точно такое же, как и при любых других значениях $\frac{l}{L} > 2$.

Для значений $0 < \frac{l}{L} < 2$, очевидно, не все значения скорости, вычисленные по формуле (7), будут корректны, так как некоторые из них могут не удовлетворять условию (8), что обусловливает необходимость дальнейшего исследования выражения (9), которое преобразуется в двойное неравенство:

$$\operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right) < \omega t < \pi - \operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right); \quad (9a)$$
$$\operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right) < \omega \frac{|x_2 - x_1|}{v_{H}} < \\ < \pi - \operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right). \quad (96)$$

С учетом (3) и (5) получаем следующее выражение:

$$\operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right) < \frac{\omega^{2}L^{2}\left(1-\sin\omega t\right)\left|\cos\omega t\right|}{4v_{H}^{2}} < (9B)$$
$$< \pi - \operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right).$$

Данное неравенство справедливо для значений $0 < \frac{l}{L} \le 1$ и для $1 < \frac{l}{L} < 2$, поэтому, сохраняя знак неравенства, можно записать: $\left| \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right) \right| < \frac{\omega^2 L^2 (1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{4v_{\rm H}^2} < (9r)$

$$|\pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right)| + 4v_{\rm H}^2$$

$$< \left|\pi - \arcsin\left(1 - \frac{l}{L}\right)\right|.$$
(9r)

Анализируя данное неравенство, заметим, что выражение $(1 - \sin \omega t)$ можно заменить на $\frac{l}{L}$, что позволяет сделать неравенство (9) в сочетании с условием $0 < \frac{l}{L} < 2$.

Представляя в неравенстве (9) $\sin \omega t$ через $\cos \omega t$, получаем:

$$\left(1 - \frac{l}{L}\right)^2 < \sin^2 \omega t;$$
$$\left(1 - \frac{l}{L}\right)^2 < 1 - \cos^2 \omega t;$$
$$1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2 > \cos^2 \omega t.$$

Таким образом, конечное выражение для |coswt| имеет вид:

$$\sqrt{1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2} > \left|\cos\omega t\right|.$$
 (10)

Выражение (10) при условии $0 < \frac{l}{L} < 2$ будет лежать в пределах $0 < \sqrt{1 - \left(1 - \frac{l}{L}\right)^2} < 1$, что входит в область допустимых значений функции $|\cos \omega t|$, а следовательно, можно произвести замену, что приведет неравенство (9г) к виду:

$$\operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right) < \frac{\omega^{2}L^{2}\frac{l}{L}\sqrt{1-\left(1-\frac{l}{L}\right)^{2}}}{4v_{H}^{2}} < (9\pi)$$
$$< \left|\pi-\operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right)\right|.$$

Сделав необходимые преобразования, получим конечное неравенство:

$$\frac{\omega L}{2} \sqrt{\frac{\frac{l}{L}\sqrt{1-\left(1-\frac{l}{L}\right)^{2}}}{\left|\operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right)\right|}} > v_{H} >$$

$$> \frac{\omega L}{2} \sqrt{\frac{\frac{l}{L}\sqrt{1-\left(1-\frac{l}{L}\right)^{2}}}{\left|\pi-\operatorname{arcsin}\left(1-\frac{l}{L}\right)\right|}}.$$
(11)

Таким образом, при определении скорости наплавки с учетом реализации условия сплошности по формуле (7) необходимо обязательно учитывать неравенство (11) для случая $0 < \frac{l}{L} < 2$. В случае $\frac{l}{L} \ge 2$ формула (7) дает правильный результат без дополнительных условий. Хотя для дополнительной проверки можно использовать неравенство, получаемое из формулы (7) при значении $\cos \omega t = 1$ ($\sin \omega t = 0$), так как тогда значения $\frac{l}{L}$:

$$\mathbf{v}_{\rm H} \leq \frac{\omega L}{2} \frac{1}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - 1}}.$$
 (12)

Для проверки правильности рассуждений необходимо провести ориентировочный расчет с помощью методики, изложенной в работе [7].

Пусть заданы следующие параметры режима наплавки: частота колебаний $\omega = 0,5$ Гц; ток сварки $I_{\rm H} = 200$ А; диаметр электродной проволоки $d_9 = 1,2$ мм; скорость наплавки $v_{\rm H} = \frac{3,5 \cdot 10^3}{I_{\rm CB}} = 17,5$ м/ч [7]; дуговое напряжение $U_{\rm R} = 20 + \frac{0,05I_{\rm CB}}{\sqrt{d_9}} = 24,56$ В [7]; плотность тока $j = \frac{4I_{\rm H}}{\pi d_9^2} = 176,93$ А/мм².

Необходимо определить значения амплитуды колебаний *L* и ширину шва *l*.

l = *h*φ, где *h* — глубина проплавления; φ — коэффициент формы проплавления:

$$\varphi = k' (19 - 0,01 I_{\rm CB}) \frac{d_{9}U_{\pi}}{I_{\rm H}},$$
 где $k'(j) = 0,92;$
 $\varphi = 2,305;$

 $h = 0,081 \sqrt{\frac{q}{\phi}}$, где q — погонная энергия наплавки:

 $q = 36I_{\rm H}U_{\rm d}\frac{\eta}{v_{\rm H}}$, где η — эффективный КПД нагрева изделия дугой, $\eta = 0,7...0,75;$

Принимая значение $v_{\rm H} = 17,5 \text{ м/ч} = 4,86 \text{ мм/с}$ как максимальное, из формулы (12) определяем величину $L = 5,26 \text{ мм}; \frac{l}{L} = 1,96.$

Из данных расчетов видно, что необходима проверка для значения скорости наплавки по формуле (11):

Таким образом, видно, что условие сплошности при заданном технологическом режиме будет реализовано при скорости наплавки $v_{\rm H} = 17,5$ м/ч и амплитуде колебания L = 5,26 мм, расчетная ширина шва l = 10,35 мм.

Данный подход определения скорости не учитывает колебательный характер границ зоны расплава, что, по мнению авторов работы [4], является следствием колебаний источника нагрева и условий отвода тепла через увеличивающийся наплавленный слой.

В работе [8] данное обстоятельство подразумевает разграничение значений ординаты точки A и амплитуды колебательного движения источника нагрева, которые связаны между собой прямой зависимостью через коэффициент k: $y_a = k \frac{L}{2}$ (k = 0.8; 0,9; 1,0; 1,1; 1,2). В той же работе показано, что с увеличением амплитуды колебаний источника нагрева точка B приближается к вершине траектории движения источника, при этом радиус пятна увеличивается, причем при $\frac{L}{2} < 0.4$ очень резко. При наплавке на цилиндрический вал

формула (7) также справедлива, однако в этом случае необходимо учесть, что наплав-ка будет вестись не прямолинейно, а вдоль траектории, которая описывается уравнением винтовой линии, определяемой следующим образом:

$$\begin{cases} x = R \cos \beta, \\ y = R \sin \beta, \\ z = c\beta, \end{cases}$$
(13)

где *R* — радиус вала; *с* — коэффициент пропорциональности; β — угол подъема винтовой линии. Тогда элемент *ds* дуги линии:

$$ds = \frac{\partial s}{\partial \beta} d\beta = \sqrt{\left(\frac{\partial x}{\partial \beta}\right)^2 + \left(\frac{\partial y}{\partial \beta}\right)^2 + \left(\frac{\partial z}{\partial \beta}\right)^2} d\beta =$$

$$= \sqrt{R^2 + c^2} d\beta.$$
(14)

Выражение (5) примет вид:

$$a = -\frac{1}{\frac{\partial y}{\partial t}} = -\frac{1}{\frac{L}{2}\omega\cos\omega t} = -\frac{2\sqrt{R^2 + c^2}\theta}{L\omega\cos\omega t}, \quad (5a)$$

где θ — угловая скорость вращения вала. Таким образом, система (6):

$$\begin{cases} a = -\frac{2\sqrt{R^2 + c^2}\theta}{L\omega\cos\omega t}, \\ ds = \sqrt{R^2 + c^2}d\beta = \frac{1}{|a|}\left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2}\sin\omega t\right), \quad (66) \\ \left(\frac{l}{2}\right)^2 = (ds)^2 + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2}\sin\omega t\right). \end{cases}$$

Решением данной системы будет выражение:

$$\theta = \frac{L\omega}{2\sqrt{R^2 + c^2}} \frac{(1 - \sin\omega t)|\cos\omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin\omega t)^2}}.$$
 (15)

С учетом формулы $\vec{v} = \vec{\theta} \times \vec{r}$ и $|\vec{r}| = R$, а также при условии $\vec{\theta} \perp \vec{r}$ получим конечную формулу для модуля скорости сварки вдоль винтовой линии:

$$v_{\rm H} = \frac{RL\omega}{2\sqrt{R^2 + c^2}} \frac{(1 - \sin\omega t)|\cos\omega t|}{\sqrt{\left(\frac{l}{L}\right)^2 - (1 - \sin\omega t)^2}}.$$
 (7r)

Увеличить степень сплошности, а следовательно, повысить эффективность наплавки, можно изменив положение сварочного инструмента на некоторый угол $\alpha \neq 0$ от вертикального положения таким образом, чтобы колебания осуществлялись по наклонной синусоиде (рис. 2).

Наклонная синусоида будет иметь место при преобразовании прямоугольной системы координат таким образом, чтобы ось y' повернулась на заданный угол α относительно оси y, а ось x' совпала с осью x. Координаты в косоугольной системе (0; x'; y') будут связаны с координатами в прямоугольной (0; x; y) следующим образом:

$$\begin{cases} x = x' + y' \sin \alpha, \\ y = y' \cos \alpha. \end{cases}$$
(16)



Рис. 2. Схема траектории движения источника нагрева в системе координат (0; x'; y')

Тогда

$$\begin{cases} x' = x - y \operatorname{tg} \alpha, \\ y' = \frac{y}{\cos \alpha}. \end{cases}$$
(16a)

Система уравнений (6) в косоугольной системе координат (рис. 3):

$$\begin{cases} y_{2}' - y_{1}' = (y_{2} - y_{1}) \frac{1}{\cos \alpha} = \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t\right) \frac{1}{\cos \alpha}, \\ x_{2}' - x_{1}' = |x_{2} - x_{1}| + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t\right) \operatorname{tg} \alpha, \\ \left(\frac{l}{2}\right)^{2} = \left((x_{2}' - x_{1}') + (y_{2}' - y_{1}') \sin \alpha\right)^{2} + \\ + \left((y_{2}' - y_{1}') \cos \alpha\right)^{2}, \end{cases}$$
(6a)

где $|x_2 - x_1| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right); \quad a = -\frac{2v_H}{L\omega \cos \omega t};$ $y_1 = \frac{L}{2} \sin \omega t; \quad y_2 = \frac{L}{2}.$

Решением данной системы будет выражение (7). Данный факт показал, что при условии сплошности, полученном в работе [6], сдвиг траектории движения источника нагрева на угол α относи-



Рис. 3. Графическое представление геометрических закономерностей при выводе системы (ба)

тельно оси *у* даст такой же эффект, как и при наплавке в прямоугольной системе координат.

Однако можно изменить условие сплошности (рис. 4): пусть при амплитуде $\frac{L}{2}$ траектория источника нагрева, двигающегося по гармоническому закону, будет отклонена на некоторый угол α от оси у. Тогда найдется положение, при котором валик, проходя через нормаль в точке B в момент времени ωt_0 , будет пересекаться в точке А с валиком, формирующимся в момент времени ($\omega t_0 + \pi/2$) и проходящем через положение касательной в точке С. При этом ордината точки А не меняется в ортогональной системе координат и будет равна $\frac{L}{2}$. Тогда образованный прямоугольный треугольник с прямым углом при вершине А будет иметь длины сторон: $AB = \frac{l}{2}$; $BC = x'_2 - x'_1$; $AC = \frac{l}{2} \operatorname{tg}\left(\frac{\pi}{2} - \alpha\right)$, что видно из рис. 4.

Таким образом, получим систему уравнений:

$$\begin{cases} \left(\frac{l}{2}\right)^{2} + \left(\frac{l}{2}\operatorname{tg}\left(\frac{\pi}{2} - \alpha\right)\right)^{2} = (x'_{2} - x'_{1})^{2}, \\ x'_{2} - x'_{1} = |x_{2} - x_{1}| + \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2}\sin\omega t\right)\operatorname{tg}\alpha, \end{cases}$$
(18)

где
$$|x_2 - x_1| = \frac{1}{|a|} \left(\frac{L}{2} - \frac{L}{2} \sin \omega t \right); \quad a = -\frac{2v_{\rm H}}{L\omega \cos \omega t},$$

решение которой будет иметь вид:

$$W_{\rm H} = \frac{L\omega}{2} \frac{(1 - \sin \omega t) |\cos \omega t|}{\frac{1}{\sin \alpha} (\frac{l}{L}) - (1 - \sin \omega t) \operatorname{tg} \alpha}.$$
 (19)



Рис. 4. Формирование наплавочного валика при движении источника нагрева по траектории наклонной синусоиды

Так как справедливо неравенство

$$0 \leq (1 - \sin \omega t) \leq 2,$$

то значение α должно удовлетворять условию:

$$\frac{1}{\sin\alpha} \left(\frac{l}{L}\right) - (1 - \sin\omega t) \operatorname{tg} \alpha \neq 0; \quad (20)$$

$$(0...2) \neq \frac{\left(\frac{l}{L}\right)}{\sin \alpha \operatorname{tg} \alpha}.$$
 (20a)

Величину а можно определить из второго уравнения системы (16а), где $y' = \frac{L}{2} + \frac{l}{2}$, а $y = \frac{L}{2}$:

$$\left(\frac{L}{2} + \frac{l}{2}\right) = \frac{\frac{L}{2}}{\cos\alpha}.$$
 (21)

Откуда

$$\alpha = \arccos\left(\frac{1}{1+\frac{l}{L}}\right).$$
 (21a)

Таким образом, угол α должен удовлетворять системе уравнений:

$$\begin{cases} (0...2) \neq \frac{\left(\frac{l}{L}\right)}{\sin \alpha \, \text{tg} \, \alpha}, \\ \alpha = \arccos\left(\frac{1}{1+\frac{l}{L}}\right). \end{cases}$$
(22)

В случае наплавки на цилиндрическую деталь формула (19) примет вид:

$$v_{\rm H} = \frac{RL\omega}{2\sqrt{R^2 + c^2}} \times \frac{(1 - \sin\omega t)|\cos\omega t|}{\frac{1}{\sin\alpha} (\frac{l}{L}) - (1 - \sin\omega t) \tan \alpha}.$$
 (19a)

Отработка технологических режимов, при которых будет обеспечена не только мелкозернистая структура металла наплавленного валика, но и максимальная его сплошность, обусловливает необходимость проведения дальнейших экспериментальных исследований.

Заключение. Откорректирована конечная формула (1) для определения скорости наплавки с учетом условия сплошности. Из формулы (7) видно, что для соблюдения сплошности скоростной режим должен быть тем меньше, чем больше отношение ширины шва l к размаху колебания L.

Получены пределы, в которых должно лежать значение скорости наплавки, рассчитанное по формуле (7) в зависимости от заданного отношения $\frac{l}{r}$.

Получена формула для расчета скорости с соблюдением условия сплошности при наплавке на цилиндрический вал.

Выдвинута иная точка зрения на условие сплошности на основе идеи сдвига траектории движения источника нагрева от вертикали на угол α, благодаря чему можно увеличить эффективность формирования шва при наплавке. Получено аналитическое выражение для скорости наплавки, значения и пределы изменения угла α.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ерофеев В.А., Захаров С.К., Кузнецов О.В.** Особенности технологии дуговой наплавки упрочняющих слоев на стальную подложку // Известия ТулГУ. Технические науки. 2014. Вып. 2. Ч. І. С. 132–137.

2. Судник В.А., Ерофеев В.А., Страхова Е.А. Физико-математическое моделирование процесса широкослойной наплавки с поперечными колебаниями плазматрона // Сварка и диагностика. 2009. № 3. С. 32—38.

3. Ерофеев В.А., Масленников В.А., Зайцев О.И. Компьютерный инженерный анализ наплавки порошковой проволокой с сердечником // Известия ТулГУ. Технические науки. 2014. Вып. 2. Ч. I. С. 52—60.

 4. Судник В.А., Ерофеев В.А., Страхова Е.А. Анализкачествакольцевой плазменной наплавки наоснове компьютерного моделирования // Известия ТулГУ. Технические науки. 2010. Вып. 4. Ч. І. С. 200—211.
 5. Морозов В.П. Анализ условий формирования

5. **Морозов В.П.** Анализ условий формирования измельченной структуры при кристаллизации металла сварочной ванны с наложением внешних периодических возмущений // Известия вузов. Машиностроение. 2006. № 8. С. 41–54.

6. Данилов А.И. и др. Условие сплошности наплавки при движении источника нагрева по синусоидальному закону // Сварочное производство. 1980. № 2. С. 26.

Катаев Р.Ф. Расчет основных параметров режима механизированной дуговой сварки плавящимся электродом: методические указания к курсовому и дипломному проектированию. Екатеринбург: УГТУ—УПИ, 2009. С. 8—17.
 8. Зотов Ю.Ф., Гордиенко Е.П. Условие сплош-

8. Зотов Ю.Ф., Гордиенко Е.П. Условие сплошности наплавки при гармоническом движении источника нагрева // Сварочное производство. 1993. № 1. С. 14–15.

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

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.

КУЗНЕЧНО-ШТАМПОВОЧНОЕ

ПРОИЗВОДСТВО

УДК 004.932:539.3

И.Н. Паламарь, П.В. Сизов, М.Л. Первов, Е.В. Клементьев

(Рыбинский государственный авиационный технический университет им. П.А. Соловьева)

Система автоматического анализа изображений для исследования пластических деформаций биметаллической пластины

Разработана система анализа изображений для исследования деформированного состояния на основе метода выращивания и слияния областей. Показано повышение точности измерений при исследовании пластических деформаций биметаллической пластины по сравнению с аналогичными системами. Предложена методика оценки пластических деформаций, обеспечивающая высокий уровень автоматизации процесса анализа деформаций при качестве, сравнимом с экспертными оценками.

Ключевые слова: анализ изображений; пластическая деформация; биметаллическая пластина; система анализа деформаций; методика исследования деформации.

System of image analysis for research deformed state on the basis of growing and merging regions is developed. Improving of measurements accuracy is shown in the study of plastic deformation of the bimetallic plate in comparison to analogous systems. The technique of estimation of plastic deformation is proposed, providing a high level of automation in the deformation analysis as comparable to expert estimates.

Keywords: image analysis; plastic deformation; bimetallic plate; deformation analysis system; deformation research technique.

Введение. Биметаллические изделия находят широкое применение в промышленности, так как обладают новыми свойствами за счет композиции разнородных материалов. Исследования в области технологий получения биметаллических изделий являются актуальными. Особенно разработка новых технологий важна в современном авиадвигателестроении, где наблюдается тенденция к повышению рабочих температур в турбине и компрессоре газотурбинного двигателя.

Биметаллические изделия, получаемые методами обработки металлов давлением, обладают повышенной жаропрочностью. При разработке новых технологических процессов изготовления деталей методом совместного выдавливания особый интерес представляет исследование структуры заготовок. Для изучения влияния технологических режимов на деформацию биметаллической заготовки необходимо выполнять измерение толщин твердого и мягкого слоев [1]. В некоторых случаях граница соединения двух металлов является размытой из-за процессов диффузии, что значительно осложняет процесс измерения толщины слоев. Одним из методов исследования деформированного состояния является метод делительных сеток (см. кн.: Дель Г.Д., Новиков Н.А. Метод делительных сеток. М.: Машиностроение, 1979. 144 с). Данный метод связан с измерением координат большого количества точек, что приводит к существенным погрешностям измерений, в том числе и ошибкам, связанным с человеческим фактором.

Применение программных средств автоматизированного анализа изображений обеспечивает ряд преимуществ в задачах, связанных с измерением толщин слоев, например, получаемых при модификации поверхностного слоя с помощью индукционного нагрева [2]. Сканирование образца позволяет получить полномасштабное представление об исследуемом изображении, а также повысить точность позиционирования линий замера. Однако автоматическое вычисление толщин слоев требует ручной установки точек пересечения линий замера и границ исследуемых областей.

Недостаток применения стандартных методов обработки изображений связан с необходимостью ручного задания параметров для получения качественной сегментации даже для выделения слоев с визуально различимой четкой границей. В случае диффузии объекты слоев биметаллических изделий на изображении микроструктуры могут иметь нечеткую разделяющую границу, что требует применения более совершенных методов сегментации изображения.

Повышение эффективности применения информационных технологий для выполнения необходимых измерений связано с разработкой системы анализа изображений для исследования деформированного состояния, позволяющей автоматически выделять области на изображении структуры, подлежащие измерению. Точность последующей автоматизированной математической обработки результатов измерений определяется точностью выделения границ слоев на изображении, которая должна быть сравнима с результатами экспертного анализа.

Описание эксперимента по исследованию деформированного состояния и результаты экспертного анализа. Объектом исследования является биметаллическая пластина, представляющая собой заготовку из двух разнородных материалов, схема которой представлена на рис. 1. Сопрягаемые поверхности материалов пластины выполняются гладкими и предварительно обезжириваются.



Рис. 1. Схема биметаллического пакета: $h^{\rm M}$, $h^{\rm T}$ — толщина мягкого и твердого материала соответственно

Для исследования деформированного состояния биметаллической пластины были проведены эксперименты по осадке заготовки в плоских бойках [3]. Эксперименты проводили на гидравлическом прессе ПГ-60 с применением одного вида смазки и при постоянной температуре. При проведении опыта по совместной осадке биметаллической пластины образцы и оснастку нагревали до температуры 480 °C, и контакты поверхности оснастки и образца смазывали графитом. Постоянной в процессе деформации оставалась ширина пластины.

В качестве модельных сплавов использовали алюминиевый сплав 1379 системы Al—Si с содержанием кремния 17...19 % и технический алюминий АД0, представляющий собой пластичный мягкий сплав.

Исходные данные эксперимента, полученные экспертом в результате измерений четырех образцов, приведены в табл. 1.

Изображения деформированных образцов, полученных в результате осадки заготовок из исследуемого материала, показаны на рис. 2. Относительная деформация всех образцов составляла ~50 %.

Деформированные образцы были подвергнуты экспертному анализу, и для них полу-

Howen of normalia	Толщина ма	териала, мм	Отношение толщин	Общая толщина	
помер образца	мягкого <i>h</i> ^м	твердого h^{T}	слоев $\frac{h^{\scriptscriptstyle M}}{h^{\scriptscriptstyle \mathrm{T}}}$	пластины h, мм	
1	1,9	4	0,47	7,8	
2	1,7	4	0,42	7,4	
3	1,5	4	0,37	7	
4	1,2	3,7	0,32	6,1	

1. Исходные данные эксперимента по осадке образцов

	Толщина материал	а после осадки, мм	Общая толшина	Деформация материала		
Номер образца	мягкого $h^{\scriptscriptstyle{\mathrm{M}}}_{\scriptscriptstyle{\mathrm{J}}}$	твердого $h_{\rm d}^{\rm T}$	пластины <i>h</i> _д , мм	ΜЯΓΚΟΓΟ ε ^Μ	твердого є ^т	
1	0,85	1,77	3,47	55,2	55,7	
2	0,67	1,8	3,14	60	55	
3	0,76	2,0	3,52	49	50	
4	0,6	2,12	3,32	50	42	

2. Размеры биметаллических образцов после осадки по нулевой линии



Рис. 2. Изображения образцов после осадки: $a - \text{образец No 1; } \delta - \text{No 2; } s - \text{No 3; } c - \text{No 4}$

чены толщины слоев и рассчитаны деформации (табл. 2). Толщину слоев образцов после деформации измерял эксперт вручную на инструментальном микроскопе с точностью измерения \pm 0,001. После измерения толщины слоев определяли деформации ε^{M} , ε^{T} и ε для параметров образца h^{M} , h^{T} и h по формуле

$$\varepsilon = \frac{h_{\pi} - h_0}{h_0} \cdot 100 \%,$$

где h_0 — толщина пластины до деформации.

Экспертные данные в соответствии с общепринятой методикой тестирования систем анализа изображений на точность примем в качестве эталонных. Однако на практике измерения, проведенные экспертом, имеют погрешность, связанную с методикой исследования. Для данного исследования будем считать величины средней ошибки эксперта, а соответственно, среднего отклонения ошибки, равными 0 %.

Синтез прикладной системы анализа изображений. Применяемые системы анализа изображений (САИ), не рассчитанные на решение задач распознавания образов и тем более — на количественный анализ структур на цифровом изображении, в большинстве случаев используют структурную схему САИ, изображенную на рис. 3 [4].

Данная схема является условной, так как на практике в зависимости от решаемой задачи отдельные элементы этой системы могут изменяться или отсутствовать, но, как правило, общая последовательность операций сохраняется. Используем данную схему для синтеза САИ, предназначенной для оценки характеристик деформации биметаллической пластины.



Рис. 3. Структурная схема системы анализа изображений

Источником изображений для исследования характеристик деформаций является изображение микроструктуры.

На основе экспериментальных данных выявлено, что получаемые изображения являются слабо зашумленными. По этой причине из состава системы можно исключить операционные блоки входных преобразований, а также восстановления и улучшения изображения. Указанные операции являются характерными для классической схемы анализа изображений, реализованной в различных прикладных системах [5, 6], где сохраняется подход к разделению уровней предварительной обработки и сегментации изображения на последовательные этапы.

Первым шагом в обработке изображения структуры должно быть выделение областей изображения, соответствующих слоям биметаллической заготовки. Выберем метод сегментации на основе выращивания и слияния областей [7], так как он отличается качеством повышенной степени автоматизации, а также малой чувствительностью к шуму. Последнее преимущество подкрепляет решение об исключении блока восстановления изображений из состава системы.

Следующим структурным блоком проектируемой прикладной САИ должно стать вычисление характеристик сегментов для последующей идентификации образов слоев биметаллической заготовки. К числу этих характеристик отнесем: цвет, площадь, координаты центра масс, ограничивающий прямоугольник. Набор значений данных характеристик формирует дескриптор сегмента. Для автоматизации САИ реализуем в ней функцию автоматического распознавания различных слоев заготовки среди выделенных сегментов. Это позволит исключить ручной ввод данной информации оператором. С этой целью разработаем частный эвристический алгоритм, так как заранее известна последовательность слоев в заготовке и относительная разница слоев по цвету.

Этапу вычисления характеристик деформации предшествует получение исходных данных: по выделенным после сегментации областям изображения — слоям заготовки — необходимо вычислить их толщины на множестве линий, равномерно распределенных по шлифу заготовки. Кроме того, необходимо выполнить перевод полученных расстояний из растровых единиц в метрические.

Завершающий вычислительный блок в структуре проектируемой САИ реализуют алгоритмы вычисления характеристик деформации по найденным на предыдущем этапе толщинам слоев на всей протяженности заготовки.

Таким образом, прикладная САИ с соответствующими блоками обработки данных может быть представлена в виде схемы на рис. 4.

По описанию спроектированной САИ была реализована программная система, состоящая из базовой исследовательской среды для сегментации изображений на основе метода выращивания областей и вейвлет-преобразований и программного модуля автоматического расчета плоской пластической деформации многокомпонентной системы [8]. Модуль рас-





Область замера	Начальные данные		Разные настройки	1		
центр 275	Число слоёв	3	Длина фильтра	15	٢	
адиус 200 🕃	Начальная толщина верхнего мягкого слоя	1,5	Верхняя граница оси ординат	3		
Соличество точек 400 😭 Макс.	Начальная толщина среднего твёрдого слоя	3	Нижняя граница	0		
3anvox	Начальная толщина нижнего мягкого слоя	1,5				
, ,						
and the second second	The second second	1. 1.	Contraction of the		190	
					ALC: NO.	

Рис. 5. Пользовательский интерфейс модуля расчета плоской пластической деформации многокомпонентной системы

чета деформации получает в качестве входных данных результаты сегментации изображения заготовки, после чего выполняет все необходимые вычисления.

Пользовательский интерфейс модуля (рис. 5) содержит необходимые инструменты управления процессом анализа: настройки окна области замера; настройки количества линий замера; ввода априорных данных о количестве слоев заготовки и их начальных толщинах; настройки фильтра кривой деформации (устранения шумовых выбросов). Кроме того, в интерфейсе модуля представлено изображение заготовки с наложением служебных меток положения точек замера и границ сегментов (слоев). Результаты расчета представляются в виде кривой деформации слоев по длине образца, а также сводной таблицы всех вычисленных параметров деформации.

Исследование предложенной системы анализа изображения для оценки деформации. Для обработки результатов эксперимента используем автоматический подход с применением разработанного и стандартного методов сегментации. Для автоматического расчета деформации необходимо первоначально выполнить сегментацию изображений образцов, после чего результаты сегментации аналога и разработки в автоматическом режиме подставить в программу расчета деформаций.

В целях сравнения предложенной системы сегментации в составе разработанной САИ с методом автоматического порогового преобразования, широко применяемым в существующих САИ, был проведен эксперимент при фиксированном уровне управления процессом сегментации. Результаты сегментации, выполненные в программной среде



3. Результаты автоматической пороговой сегментации изображений деформированной биметаллической пластины



Рис. 6. Исходное изображение образца № 1 (*a*) и результат сегментации изображения (б)

GNU Image Manipulation Program (GIMP) с модулем автоматического глобального порогового преобразования, представлены в табл. 3. Результат корректного автоматического выделения областей слоев заготовки на изображениях образцов в разработанной САИ приведен на рис. 6.

Проведем исследование образцов с помощью разработанной программной системы анализа изображений и специализированного модуля расчета деформаций (см. рис. 5). Параметрами вычисления плоской деформации є являются: нулевая линия, рассчитываемая автоматически, границы области расчета слева и справа, количество точек (линий) замера в указанном интервале, исходные данные толщин слоев и другие служебные параметры.

В результате сравнения данных эксперта и программной системы вычислена средняя ошибка разработанных методов, которая составила 5,1 %. Малой составляющей полученной погрешности является инструментальная ошибка сканера при преобразовании метрических размеров в координаты растра. Средняя ошибка вычисления деформаций в случае аналога равна 11,6 %. Результат аналога оказался хуже, чем для предложенной системы сегментации, что связано с нестабильным качеством выделения слоев материалов на анализируемых изображениях с помощью автоматического порогового преобразования (см. табл. 3). Среднее отклонение ошибки составило 7,9 % для аналога и 3,2 % для разработанной системы.

Методика оценки деформации.

На основе полученных результа-

тов исследования предложена методика оценки деформированного состояния на основе САИ шлифа образца, заключающаяся в следующем. Изображения исследуемых образцов до деформации сегментируют и вычисляют исходные размеры $h^{\rm M}$, $h^{\rm T}$ и h.

После деформации образцы фотографируют, изображения образцов обрабатывают без изменения параметров сегментации, задают число замеров и вычисляют размеры и значения деформаций ε^{M} , ε^{T} и ε . Пример автоматического расчета значений представлен на рис. 7.

По результатам расчета получены графики для исследования деформаций по 10, 50 и 100 линиям, равномерно распределенным по длине заготовки *х*. На первом графике приведена зависимость показателя неоднородности деформаций $\varepsilon^{M}/\varepsilon^{T}$ (рис. 8), а на втором — зависимость деформаций ε^{M} и ε^{T} (рис. 9).

Количество линий замера обеспечивает заданную точность вычислений, что позволяет в автоматическом режиме повысить качество оценки параметров деформации и анализа особенностей процесса пластической деформации для различных систем материалов.

Х, мм	7,8740E+0	7,9587E+0	8,0433E+0	8,1280E+0	8,2127E+0	8,2973E+0	8,3820E+0	8,4667E+0	8,5514E+0	8,6360E+0	8,7207E+0	8,8054E+0	8,8900E+0	8,
h (М), мм	9,5250E-1	9,3134E-1	9,1017E-1	9,1017E-1	9,1017E-1	9,1017E-1	9,1017E-1	9,						
h (T), мм	1,8203E+0	1,8627E+0	1,											
h (К), мм	4,6143E+0	4,6567E+0	4,6143E+0	4,6143E+0	4,6143E+0	4,6143E+0	4,6143E+0	4,						
Eps (M)	-3,6500E-1	-3,7911E-1	-3,9322E-1	-3,9322E-1	-3,9322E-1	-3,9322E-1	-3,9322E-1	-3						
Eps (T)	-3,9322E-1	-3,7911E-1	-3											
Eps (O)	-3,7911E-1	-3,8617E-1	-3,8617E-1	-3,8617E-1	-3,8617E-1	-3,8617E-1	-3							

Рис. 7. Результаты автоматического расчета размеров и деформаций образца



Рис. 8. Распределение показателя неоднородности деформаций по длине заготовки



Рис. 9. Распределение деформации слоев по длине заготовки

Заключение. Представленная САИ обеспечивает повышение эффективности исследования характеристик пластических деформаций биметаллической пластины в результате перехода от экспертного ручного анализа к автоматизированной программной обработке и может найти применение при изучении деформаций сложных систем. Повышение точности оценки характеристик деформации связано с автоматическим выделением слоев, качество которого сравнимо с экспертным.

Разработанная методика исследования деформированного состояния обеспечивает качественно новый уровень обработки данных эксперимента с возможностью анализа неоднородности пластической деформации с заданной точностью и обеспечением повторяемости результатов за счет исключения человеческого фактора при выполнении измерений.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Первов М.Л., Первова С.А., Скобелева А.С. Изготовление лопаток ГТД из жаропрочных тугоплавких сплавов с защитным покрытием // Вестник Рыбинского государственного авиационного технического университета им. П.А. Соловьева. 2012. № 2 (23). С. 53—57.

2. Using Image Analysis in Combination with Traditional Microhardness Testing. Режим доступа: http://www. clemex.com/clemex/media/assets/images/Applications/

Articles/Using-Image-Analysis-in-Combination-with-Traditional-Microhardness-Testing.pdf.

3. Пат. 2496598 РФ, МПК В 21 К 3/04. Способ изготовления штамповок лопаток переменного сечения с двумя хвостовиками / М.Л. Первов, А.С. Скобелева; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО "РГАТУ имени П.А. Соловьева" (RU). № 2011136442/02; заявл. 01.09.2011; опубл. 27.10.2013, Бюл. № 30.

4. Паламарь И.Н., Сизов П.В. Временная оптимизация алгоритма сегментации в системе анализа изображений на основе метода выращивания областей // Информационно-управляющие системы. 2012. № 2. С. 2—12.

5. **ООО "Новые Экспертные Системы".** Программа для количественного анализа изображений ImageExpert Pro 3. Режим доступа: http://www.nexsys. ru/iepro3x.htm.

6. **Smart** Imaging Spreadsheet: SIMAGIS. Режим доступа: http://smartimtech.com/analysis/research.htm. 7. Пат. 2440609 РФ, МПК⁷ G 06 К 9/34. Способ сегментации растровых изображений на основе выращивания и слияния областей / И.Н. Паламарь, П.В. Сизов; заявитель и патентообладатель ФГБОУ ВПО "РГАТУ имени П.А. Соловьева". № 2010143095/08; заявл. 20.10.2010; опубл. 20.01.2012, Бюл. № 2. 11 с.

8. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2014610212. Программный модуль автоматического расчета плоской пластической деформации многокомпонентной системы / И.Н. Паламарь, М.Л. Первов, П.В. Сизов; заявитель и правообладатель ГОУ ВПО "РГАТА имени П.А. Соловьева". № 2013660155; заявл. 06.11.2013; опубл. 09.01.2014.

Ирина Николаевна Паламарь, канд. техн. наук, irina.palamar@mail.ru; Павел Вадимович Сизов, канд. техн. наук; Михаил Леонидович Первов, д-р техн. наук; Егор Валерьевич Клементьев



УДК 621.98.043, 621.893

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

Влияние финишной антифрикционной безабразивной обработки рабочей поверхности штампа на условия трения при вытяжке деталей-полусфер из технически чистого алюминия

Рассмотрено влияние покрытия, полученного финишной антифрикционной безабразивной обработкой, на величину напряжений трения, возникающих во фланце заготовки при вытяжке деталей-полусфер из технически чистого алюминия и коэффициент трения при перемещении фланца заготовки между поверхностями прижима и вытяжной матрицы.

Ключевые слова: вытяжка; покрытие; напряжения трения; коэффициент трения; стойкость штампов; трение при холодной листовой штамповке.

Influence of coating which is obtained by finish antifriction nonabrasive treatment to shear friction stresses on blank flange during sheet metal drawing of semisphere parts from technical pure aluminum is presented.

Keywords: drawing; coating; shear stress; coefficient of friction; durability of tools; friction during cold sheet metal forming.

При переработке нефти неизбежно возникает проблема хранения и транспортировки продуктов — легких углеводородов: бензинов, керосинов и т.д. При хранении они испаряются, образуя взрывоопасную газовоздушную смесь, что влечет за собой опасность взрыва, а также потерю объемов хранения продукта. В настоящее время эту проблему решают применением так называемых плавучих понтонов. Перспективной разработкой в этой области является использование в качестве плавучих понтонов пустотелых шариков из технически чистого алюминия АД1 (ГОСТ 4784—97). Плавая в большом количестве (согласно проведенным исследованиям не менее 7 слоев) по поверхности хранимого продукта, они практически полностью исключают ее испарение и, как следствие, образование взрывоопасной газовоздушной смеси [1, 2].

Требования к деталям — элементам плавучих понтонов — сформулированы согласно техническому заданию 2015-ВБ-4 на разработку базовой технологии штамповки полусфер для включения в линию производства полых герметичных шаров из технически чистого алюминия. Деталь — полусфера из материала АД1М (ГОСТ 4784—97), диаметр 20...28 мм, толщина исходной заготовки 0,35 мм, допустимое утонение при вытяжке 15...20 %. При этом толщина торца должна составлять 0,4 мм, так как сборка изготовленных деталей в готовое изделие происходит с использованием лазерной сварки. Эскизы детали и изделия представлены на рис. 1.

В качестве формоизменяющей операции при изготовлении детали была выбрана вытяжка сферическим пуансоном. Однако по данным Д.А. Вайнтрауба, Э.Л. Мельникова и других исследователей вытяжка деталей из технически чистого алюминиевого сплава может сопровождаться налипанием штампуемого металла на поверхность штампа.

Налипание при обработке давлением — это фрагментарный процесс разрушения поверхностного слоя штампуемого материала вследствие образования локального сварного соединения (схватывания) между штампуемым материалом и штампом, сопровождающийся вырывом частиц штампуемого металла. Вырванные частицы штампуемого металла из-за произошедшего схватывания остаются на поверхности штампа. Процесс имеет лавинообразный характер, с каждой новой штампуемой деталью на участке произошедшего схватывания суммарный объем вырванных частиц увеличивается. Это может привести к браку штампуемого изделия — изготовленное изделие не будет соответствовать требованиям чертежа.

Приварившиеся частицы способствуют образованию рисок и борозд на поверхности штампуемого изделия, что негативно влияет на эксплуатационные свойства изготовляемой детали: борозды могут являться концентраторами напряжений (деталь быстрей выйдет из строя при знакопеременных нагрузках), изменяется аэродинамика (распределение давления в зоне образования борозд на детали может существенно отличаться от идентичных участков детали без борозд), ухудшается внешний вид детали. Фотография налипших частиц алюминиевого сплава АД1М на поверхность образца из стали марки X12 приведена на рис. 2.

При налипании происходит разрушение поверхностного слоя штампуемого материала, поэтому напряжения в поверхностном слое превышают предел прочности. Одной из возможных причин этого повышения являются дополнительные напряжения, возникающие от действия сил трения во фланце заготовки. Суммарное действие меридиональных и тангенциальных напряжений, возникающих во фланце заготовки при вытяжке, а также дополнительных напряжений от действия сил трения приводит к разрушению материала заготовки. Дополнительные напряжения от действия сил трения могут являться суммой напряжений при сухом трении, напряжений





Рис. 2. Налипшие частицы алюминиевого сплава АД1М на поверхность образца из стали X12

трения в слое смазочного материала, напряжения трения модифицированного слоя, напряжения среза на участках схватывания и касательных напряжений.

Снизить величину одной из составляющих дополнительных напряжений от действия сил трения — напряжений трения можно благодаря покрытию, полученному методом финишной антифрикционной безабразивной обработки (ФАБО). Покрытие, получаемое с помощью ФАБО, наносят на чистовую обработанную поверхность инструмента путем натирания ее латунным, бронзовым или медным стержнем с использованием специальной технологической среды, которую используют для создания на поверхности детали сплошного, ровного покрытия, поскольку при ее отсутствии покрытие имеет чешуйчатое строение, состоящее из отдельных частиц, слабо скрепленных между собой и легко отделяемых от поверхности детали.

Физика процесса ФАБО сходна с физикой схватывания металлов при трении — местное

соединение двух твердых тел под действием молекулярных сил. При этом образуются прочные металлические связи в зонах непосредственного контакта поверхностей. В местах схватывания исчезает граница между соприкасающимися телами, происходит сращивание одно- и разноименных металлов [3, 4].

Для проверки предложенного решения было решено воспользоваться методикой, представленной в статьях [5, 6]. С помощью этой методики можно определить напряжения и коэффициент трения, которые возникают от действия сил трения на фланце заготовки при вытяжке.

Для определения напряжений трения и коэффициента трения осуществляли вытяжку полос из материала АД1М толщиной 0,4 мм, шириной 20 мм в кольцевую матрицу. Схема вытяжки образцов показана на рис. 3. Длину заготовок выбирали следующим образом: длина первой заготовки была больше диаметра прижима, а длина второй заготовки — равной диаметру прижима. По предварительным рас-



Рис. 3. Схема вытяжки образцов исходной длиной 115 мм (а) и 100 мм (б)

Участки оснастки, покрытые ФАБО



Рис. 4. Схема нанесения покрытия ФАБО на участок матрицы штампа и прижима

четам длина первой заготовки принята 115 мм, длина второй заготовки — 100 мм.

Для проведения эксперимента была подготовлена следующая оснастка: матрица для вытяжки с диаметром отверстия 67 мм и радиусом скругления 1 мм, пуансон диаметром 65 мм и радиусом скругления 1 мм.

Для сравнения величины напряжений трения при вытяжке образцов из технически чистого алюминиевого сплава с покрытием ФАБО и без него на участок матрицы и прижима было нанесено покрытие ФАБО. Схема нанесения покрытия ФАБО на участок матрицы штампа и прижима показана на рис. 4. При





1 — образец длиной 115 мм без ФАБО; 2 — образец длиной 100 мм без ФАБО; 3 — образец длиной 115 мм с ФАБО; 4 — образец длиной 100 мм с ФАБО; 5 — образец длиной 115 мм; 6 — образец длиной 100 мм

этом вытяжку образцов проводили без использования смазочного материала. Поверхности инструментов, находящихся в контакте с деформируемыми образцами, и сами образцы обезжиривали.

Эксперимент проводили на универсальной гидравлической машине для статических испытаний "Instron" модели серии DX. Точность измерения нагрузки составляет $\pm 0,5$ % от измеренного значения.

Силу прижима Q_1 для первой заготовки рассчитывали по формуле

$$Q_1 = S_{\rm Hay} q, \tag{1}$$

где $S_{\rm Hay}$ — начальная площадь заготовки под прижимом;

q — удельное давление прижима, для алюминиевых сплавов принимают равным 0,8...1,2 МПа.

Для второй заготовки сила прижима $Q_2 = Q_1/2$. Это сделано для того, чтобы в определенный момент вытяжки создать давление прижима равным давлению прижима в первом случае нагружения. Поскольку длина второй заготовки равна диаметру прижима, то в процессе вытяжки площадь заготовки под прижимом будет уменьшаться, а давление прижи-

ма расти. Для первой заготовки, так как ее длина больше чем диаметр прижима, площадь заготовки под прижимом при вытяжке меняться не будет.

На рис. 5 показаны графики зависимости силы вытяжки образцов и давление под прижимом. Построив зависимость давления прижима на заготовку от перемещения пуансона при вытяжке, получим, что графики пересекаются в точке, равной перемещению пуансона h_p . В этой точке для двух случаев вытяжки будет наблюдаться равенство различных параметров, кроме коэффициента трения и напряжений трения.

Напряжения трения:

$$\tau_{\rm Tp} = \frac{P_1 - P_2}{S_{\rm KOH}},$$
 (2)

где $S_{\text{кон}}$ — площадь заготовки под прижимом при перемещении пуан-

сона на величину, при которой давление на заготовки под прижимом будет одинаковым (точка h_p на рис. 5);

 P_1, P_2 — силы при вытяжке первой и второй заготовок при перемещении пуансона h_p (см. рис. 5).

Коэффициент трения:

$$\mu_{\rm Tp} = \frac{\tau_{\rm Tp}}{p},\tag{3}$$

где *р* — давление на заготовку под прижимом.

Из рис. 5 видно, что перемещение пуансона h_p , при котором наступает равенство давлений под прижимом, для двух образцов составляет 9 мм. При этом силы P_1 и P_2 (формула (2)) составят:

для процесса вытяжки без ФАБО:

силы
$$P_1 = 594,56$$
 H и $P_2 = 467,15$ H;

для процесса вытяжки с ФАБО:

силы *P*_{1ф} = 474,94 H и *P*_{2ф} = 388,80 H.

Соответственно, напряжения трения и коэффициент трения будут иметь следующие значения:

для процесса вытяжки без ФАБО:

$$\tau_{\rm Tp} = \frac{P_1 - P_2}{S_{\rm KOH}} = 0,386$$
 MIIa;

$$\mu_{\mathrm{T}p} = \frac{\tau_{\mathrm{T}p}}{p} = 0, 4;$$

для процесса вытяжки с ФАБО:

$$\tau_{\text{Tp.}\phi} = \frac{P_{1\phi} - P_{2\phi}}{S_{\text{KOH}}} = 0,261 \text{ M}\Pi a;$$

$$\mu_{\mathrm{TP},\Phi} = \frac{\tau_{\mathrm{TP},\Phi}}{p} = 0,27.$$

Выводы

1. Применение покрытия, полученного ФАБО, позволило снизить напряжения трения и коэффициент трения при вытяжке деталейполусфер из технически чистого алюминия на 32,5 %. 2. Снижение напряжения трения приводит к уменьшению напряжений, возникающих в поверхностном слое фланца заготовки при вытяжке, что уменьшит вероятность наступления процесса схватывания и повысит стойкость штампа.

Поскольку причиной схватывания при трении являются не только касательные напряжения трения, а также, например, сродство материалов, вопрос схватывания при вытяжке деталей из листовых заготовок требует дальнейшего изучения.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Абузова Ф.Ф., Теляшева Г.Д., Мишин Ю.Ф. Пути сокращения потерь углеводородов от испарения при хранении и транспортировании нефти и нефтепродуктов // Транспорт и хранение нефтепродуктов и углеводородного сырья / ЦНИИТЭнефтехим. 1989. Вып. 5. 56 с.

2. Рябинин В.П., Лукьянова И.Э. Некоторые проблемы эксплуатационной надежности вертикальных стальных цилиндрических резервуаров с понтонами с учетом налипаемости хранимого продукта // Нефтегазовое дело. Уфа: УГНТУ, 2006. Режим доступа: //www.ogbus.ru/authors/Ryabinin/Ryabinin_1.pdf.

3. **Финишная** антифрикционная безабразивная обработка (ФАБО) деталей / В.Ф. Карпенков, В.В. Стрельцов, И.Л. Приходько, В.Н. Попов, С.С. Некрасов. Пущино: ОНТИ ПНЦ РАН, 1996. 108 с.

4. Сережкин М.А., Мельников Э.Л. Повышение стойкости штамповой оснастки трибологическими методами // Ремонт, восстановление, модернизация. 2013. № 12. С. 17—19.

5. Абрамов А.Н., Шолом В.Ю., Гизатуллин Р.И. Методика оценки напряжения трения и коэффициента трения при листовой штамповке // Трение и смазка в машинах и механизмах. 2012. № 11. С. 46—48.

6. Экспериментально-аналитический метод определения напряжений трения в процессах обработки металлов давлением / В.М. Грешнов, А.В. Боткин, В.Ю. Шолом, А.Н. Абрамов // Известия вузов. Черная металлургия. 2002. № 1. С. 26—29.

Михаил Александрович Сережкин; Владислав Юрьевич Лавриненко, д-р техн. наук, vladyasha@mail.ru; Владимир Петрович Ступников, д-р техн. наук; Эдуард Леонидович Мельников, д-р техн. наук; Анастасия Васильевна Ларина С.Е. Александров (Учреждение Российской академии наук Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН), А.Р. Пирумов (Московский технологический университет)

К определению эмпирического соотношения для параметров шероховатости свободной поверхности*

Исследована возможность использования процесса совместного растяжения и кручения осесимметричного полого стержня для экспериментального определения эмпирического соотношения, связывающего шероховатость свободной поверхности с эквивалентной деформацией и деформацией по нормали к поверхности в процессах обработки металлов давлением. Показано, что этот эксперимент охватывает четверть теоретически возможного интервала изменения аргумента функции, входящей в эмпирическое соотношение.

Ключевые слова: обработка металлов давлением; шероховатость; свободная поверхность; эмпирическое соотношение.

Possibility to use the process of simultaneous tension and torsion of axisymmetric hollow rod for the experimental determination of empirical relation that connects free surface roughness, the equivalent strain and the strain normal to the surface in metal forming processes is studied. It is shown that this experiment covers quarter of the theoretically possible interval in which the argument of the function involved in the empirical relation may vary.

Keywords: metal forming; roughness; free surface; empirical relation.

Технологии производства миниатюрных изделий, таких как металлическая фольга, требуют разработки новых теоретических и экспериментальных методов исследования развития шероховатости свободной поверхности в процессах деформирования. Если толщина изделия достаточно мала, то шероховатость поверхности характеризует концентраторы напряжений и деформаций, которые могут инициировать разрушение в процессе обработки. Текущее состояние исследований в этой области отражено в [1].

Традиционное эмпирическое соотношение, используемое для предсказания развития шероховатости свободной поверхности в процессе деформирования, связывает приращение параметров шероховатости и эквивалентную деформацию [2—5].

Новое эмпирическое соотношение, предполагающее зависимость параметров шероховатости свободной поверхности от эквивалентной деформации и деформации по нормали к поверхности, предложено и обосновано в [6]. В частности, предсказания, основанные на этом эмпирическом соотношении, согласуются с результатами расчетов методом кристаллографической пластичности [7].

Для использования эмпирического соотношения [6] необходимо разработать экспериментальную программу, выполнение которой позволило бы с высокой точностью определить это соотношение во всем теоретически возможном интервале изменения независимого переменного, входящего в него. При этом единственное существенное требование заключается в том, чтобы шероховатость определялась на поверхности, свободной от напряжений в течение всего процесса деформирования. Отдельные эксперименты предложены в [6, 8].

В данной работе обоснована возможность применения эксперимента на совместное растяжение и кручение осесимметричного полого стержня для получения входных данных, необходимых при использовании модели развития щероховатости свободной поверхности, предложенной в [6]. Показано, что с помощью этого эксперимента можно охватить достаточно большую часть параметрического пространства, введенного в этой работе.

Для нескольких моделей материала решения, описывающие процесс совместного

^{*} Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ-14-08-92103-ЯФ_а и НШ-1275.2014.1.

растяжения и кручения осесимметричных стержней, получены, например, в [9—12]. Деформация осесимметричного полого упрочняющегося стержня с учетом развивающейся поврежденности рассмотрена в [12]. В данной работе это решение (без учета развивающейся поврежденности) применяется для обоснования возможности использования процесса совместного растяжения и кручения осесимметричных стержней при экспериментальном определении функции, входящей в эмпирическое соотношение, предложенное в [6].

Рассмотрим процесс совместного растяжения и кручения осесимметричного полого стержня под действием растягивающей силы Pи крутящего момента M. Начальный внутренний радиус обозначим a_0 , а внешний — b_0 . Внутренняя и внешняя поверхности стержня свободны от нормальных к ним напряжений. Примем модель жесткопластического упрочняющегося материала, подчиняющегося условию пластичности Мизеса и ассоциированному закону течения. Тогда, определяющие уравнения записываются в форме

$$\sigma_{eq} = \sigma_Y; \tag{1}$$

$$\xi_{ij} = \frac{3\xi_{eq}s_{ij}}{2\sigma_V},\tag{2}$$

где (1) — условие пластичности; (2) — уравнения ассоциированного закона течения; σ_{eq} — эквивалентное напряжение; σ_Y — предел текучести при одноосном растяжении, являющийся известной функцией накопленной деформации, которую обозначим ε_{eq} ; ξ_{ij} — компоненты тензора скорости деформации; s_{ij} — девиаторные компоненты тензора напряжения; ξ_{eq} — эквивалентная скорость деформации.

Величины ξ_{eq} , σ_{eq} , и ε_{eq} определяются уравнениями

$$\begin{aligned} \xi_{eq} &= \sqrt{\frac{2}{3}} \left(\xi_{ij} \xi_{ij} \right)^{1/2}; \ \ \sigma_{eq} &= \sqrt{\frac{3}{2}} \left(s_{ij} s_{ij} \right)^{1/2}; \\ \frac{d \varepsilon_{eq}}{dt} &= \xi_{eq}, \end{aligned} \tag{3}$$

где *t* — время.

Из (2) следует уравнение несжимаемости $\xi_{ii} = 0.$

Введем цилиндрическую систему координат $r\varphi z$, ось *z* которой совпадает с осью симметрии

стержня. Краевую задачу будем решать полуобратным методом. Представим поле скорости в виде

$$u_r = -\frac{r}{2l}\frac{dl}{dt}; \ u_{\varphi} = \frac{rz}{l}\frac{d\theta}{dt}; \ u_z = \frac{z}{l}\frac{dl}{dt}, \qquad (4)$$

где u_r , u_{φ} , u_z — составляющие вектора скорости в цилиндрической системе координат; l — текущая длина образца; θ — угол закручивания.

В начале процесса $l = l_0$ и $\theta = 0$. Используя поле скорости (4), находим компоненты тензора скорости деформации в цилиндрических координатах в виде

$$\xi_{rr} = -\frac{1}{2l} \frac{dl}{dt}; \quad \xi_{\varphi\varphi} = -\frac{1}{2l} \frac{dl}{dt}; \quad (5)$$

$$\xi_{zz} = \frac{1}{l} \frac{dl}{dt}; \quad \xi_{\varphi z} = \frac{r}{2l} \frac{d\theta}{dt}.$$

Очевидно, что уравнение несжимаемости, которое в цилиндрических координатах имеет форму $\xi_{rr} + \xi_{\phi\phi} + \xi_{zz} = 0$, выполняется. Используя (5) и определение (3) для эквивалентной скорости деформации, получаем

$$\xi_{eq} = \frac{1}{\sqrt{3}} \frac{ds}{sdt} \left[3 + \left(\frac{r}{l_0}\right)^2 g^2(s) \right]^{1/2}, \quad (6)$$

где $s = l/l_0$ и $g(s) \equiv d\theta/ds$. Различные функции g(s) определяют различные пути нагружения. Например, при одноосном растяжении без кручения g(s) = 0, а при кручении без осевой нагрузки — $g(s) \to \infty$. По определению $dr/dt = u_r$. Подставляя в это уравнение скорость u_r из (4) и используя определение для *s*, найдем

$$\frac{dr}{ds} = -\frac{r}{2s}.$$
(7)

Пусть ρ — лагранжева координата. В начальный момент времени $\rho = r$, тогда интегрирование уравнения (7) при условии $r = \rho$ при s = 1 дает

$$\rho = r\sqrt{s}.$$
 (8)

Величина ρ изменяется в пределах $a_0 \leq \rho \leq b_0$. В частном случае сплошного сечения $a_0 = 0$. Предположим, что ε_{eq} не зависит от φ и *z*. Тогда, подставляя уравнение (6) в уравнение (3) для ε_{eq} , заменяя независимую переменную *r* независимой переменной ρ с помощью (8) и переходя к дифференцированию по *s*, получаем

$$\frac{\partial \varepsilon_{eq}}{\partial s} = \frac{1}{\sqrt{3}s} \left[3 + \frac{\rho^2}{sl_0^2} g^2(s) \right]^{1/2}.$$
 (9)

Решение этого уравнения, удовлетворяющее условию $\varepsilon_{ea} = 0$ при *s* =1, имеет вид

$$\varepsilon_{eq} = \frac{1}{\sqrt{3}} \int_{1}^{s} \frac{1}{\tau} \left[3 + \frac{\rho^2}{l_0^2} \frac{g^2(\tau)}{\tau} \right]^{1/2} d\tau, \qquad (10)$$

где т — немая переменная интегрирования.

При интегрировании ρ является постоянной величиной. В рассматриваемом случае деформация по нормали к свободной поверхности $\rho = b_0$ (или $\rho = a_0$) определяется уравнением

$$\frac{\partial \varepsilon_n}{\partial t} = \xi_{rr}.$$
 (11)

Подставляя (5) в (11), исключая *l* с помощью определения для *s* и интегрируя при условии $\varepsilon_n = 0$ при *s* = 1, найдем

$$\varepsilon_n = -\frac{1}{2}\ln s. \tag{12}$$

Девиаторные компоненты тензора напряжения в цилиндрической системе координат определяются из соотношений (2), (5) и (6) как

$$s_{rr} = s_{\varphi\varphi} = -\frac{\sigma_Y}{\sqrt{3}} \left[3 + \left(\frac{r}{l_0}\right)^2 g^2(s) \right]^{-1/2};$$

$$s_{zz} = \frac{2\sigma_Y}{\sqrt{3}} \left[3 + \left(\frac{r}{l_0}\right)^2 g^2(s) \right]^{-1/2};$$

$$s_{\varphi z} = \frac{\sigma_Y}{\sqrt{3}} \frac{r}{l_0} g(s) \left[3 + \left(\frac{r}{l_0}\right)^2 g^2(s) \right]^{-1/2}.$$
(13)

Из этих соотношений видно, что девиаторные компоненты тензора напряжения не зависят от φ и *z*. Предположим, что среднее напряжение σ также не зависит от φ и *z*, тогда единственное нетривиальное уравнение равновесия в цилиндрической системе координат примет форму

$$\frac{\partial \sigma}{\partial r} + \frac{\partial s_{rr}}{\partial r} + \frac{s_{rr} - s_{\varphi\varphi}}{r} = 0.$$
(14)

Из (13) следует, что $s_{rr} = s_{\varphi\varphi}$. Таким образом, уравнение (14) удовлетворяется, если $\sigma = -s_{rr}$. Из (13) находим

$$\sigma = \frac{\sigma_Y}{\sqrt{3}} \left[3 + \left(\frac{r}{l_0}\right)^2 g^2(s) \right]^{-1/2}.$$
 (15)

Из (8) следует, что внешняя и внутренняя (в случае трубчатых образцов) поверхности образцов остаются круговыми цилиндрами в течение всего процесса деформирования. Тогда из уравнения $\sigma = -s_{rr}$ получаем, что условие отсутствия нормальных напряжений на этих поверхностях, имеющее вид $\sigma_{rr} = \sigma + s_{rr} = 0$, выполняется. Таким образом, при заданной зависимости σ_Y от ε_{eq} и произвольно заданном пути деформирования уравнения (4), (10), (13) и (15) дают решение поставленной краевой задачи.

Осевая сила определяется из уравнения

$$P = \iint_{\omega} (s_{zz} + \sigma) d\omega, \qquad (16)$$

где ω — площадь поперечного сечения стержня.

Подставляя выражения (13) и (15) в (16) и переходя от независимой переменной r к независимой переменной ρ с помощью (8), получаем

$$p = \frac{P}{\pi\sigma_0 \left(b_0^2 - a_0^2\right)} =$$
$$= \frac{2\sqrt{3}}{s\left(b_0^2 - a_0^2\right)} \int_{a_0}^{b_0} \Phi\left(\varepsilon_{eq}\right) \left[3 + \frac{\rho^2}{sl_0^2} g^2\left(s\right)\right]^{-1/2} \rho d\rho,$$
(17)

где p — безразмерная осевая сила, а величина σ_{γ} представлена в виде $\sigma_{\gamma} = \sigma_0 \Phi(\varepsilon_{eq})$.

Без ограничения общности можно считать, что $\Phi(0) = 1$, тогда σ_0 — начальный предел текучести при одноосном растяжении. Крутящий момент определяется по формуле

$$M = \iint_{\Omega} s_{\varphi z} r d\Omega.$$
(18)

Подставляя (13) в (18) и переходя от независимой переменной r к независимой переменной ρ с помощью (8), получаем

$$m = \frac{M}{\pi \sigma_0 b_0 \left(b_0^2 - a_0^2\right)} = \frac{2g(s)}{\sqrt{3}b_0 \left(b_0^2 - a_0^2\right)s^2 l_0} \times \\ \times \int_{a_0}^{b_0} \Phi\left(\varepsilon_{eq}\right) \left[3 + \frac{\rho^2 g^2(s)}{s l_0^2}\right]^{-1/2} \rho^3 d\rho,$$
(19)

где т — безразмерный крутящий момент.

Эмпирическое уравнение для предсказания изменения параметров шероховатости свободной поверхности, предложенное в [6], имеет вид

$$\frac{\Delta R}{a_g} = \varepsilon_{eq} \Omega\left(\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon_{eq}}\right), \tag{20}$$

где ΔR — приращение параметра шероховатости свободной поверхности (Ra или Rz), отсчитываемое от параметра шероховатости поверхности в начальном состоянии; a_{o} — средний размер зерна; ε_n — логарифмическая деформация по нормали к свободной поверхности; $\Omega(\varepsilon_n/\varepsilon_{eq})$ — функция отношения $\varepsilon_n/\varepsilon_{eq}$, определяемая экспериментально. Наиболее подходящие пути деформирования для определения этой функции получаются при $\varepsilon_n/\varepsilon_{ea} = -C$, где С — постоянная величина. Принимая во внимание (11), из этого отношения можно получить $\xi_{rr} = -C\xi_{ea}$. Подставляя в это уравнение (5) и (6), а также переходя от независимой переменной r к независимой переменной р с помощью (8), найдем

$$\frac{\sqrt{3}}{2} = C \left[3 + \frac{\rho^2 g^2(s)}{s l_0^2} \right]^{1/2}.$$
 (21)

При $\rho = b_0$ из этого уравнения определяется путь деформирования, в котором соотношение $\varepsilon_n/\varepsilon_{eq} = -C$ выполняется на внешней поверхности стержня. В частности,

$$g(s) = \frac{\sqrt{3}l_0 \left(1 - 4C^2\right)^{1/2}}{2b_0 C} s^{1/2}.$$
 (22)

Учитывая, что $d\theta/ds = g(s)$ и $\theta = 0$ при s = 1, из (22) находим

$$\theta = \frac{l_0 \left(1 - 4C^2\right)^{1/2}}{\sqrt{3}b_0 C} \left(s^{3/2} - 1\right).$$
(23)

Предположим, что на поверхности $\rho = a_0$ выполняется соотношение $\varepsilon_n/\varepsilon_{eq} = -C_1$, где C_1 — постоянная величина. Подставляя (22) в (21) при $\rho = a_0$, получаем

$$C_1 = \frac{1}{2} \left[1 + \frac{a_0^2}{4b_0^2} \frac{\left(1 - 4C^2\right)}{C^2} \right]^{-1/2}.$$
 (24)

Из (22) следует, что $C \le 1/2$. Очевидно, что в рассматриваемом случае $\xi_{rr} \le 0$ и по определению $\xi_{eq} > 0$. Таким образом,

$$0 \leqslant C \leqslant \frac{1}{2}.$$
 (25)

C = 0 соответствует кручению без растяжения. Из (24) и (25) находим

$$0 \leqslant C_1 \leqslant \frac{1}{2}. \tag{26}$$

Из (24) также видно, что $C = C_1$ при C = 1/2 и C = 0. Во всех остальных случаях $C \neq C_1$ и в соответствии с теорией [6] путь деформирования (23) приводит к разным значениям параметров шероховатости на внутренней и внешней поверхностях стержня на произвольном этапе процесса деформирования. Здесь предполагается, что в начальный момент времени параметры шероховатости на обеих поверхностях имели одно и то же значение. Так как теоретически возможный интервал изменения аргумента функции $\Omega(\varepsilon_n/\varepsilon_{ea})$ имеет вид $-1 \leq \varepsilon_n/\varepsilon_{ea} \leq 1$, то в соответствии с (25) эксперимент на одновременное растяжение и кручение охватывает четверть этого интервала. Из (25) и (26) видно, что измерение параметров шероховатости на внутренней поверхности не позволяет получить никаких дополнительных данных. Поэтому в дальнейшем рассматривается только поверхность $\rho = b_0$.

Определим программу нагружения, которая позволяет реализовать пути деформирования, приводящие к (22). При этом нет необходимости рассматривать случаи C = 0 и C = 1/2, так как при этих значениях C пути нагружения очевидны. Подставляя (22) в (17) и (19), получаем

$$p = \frac{2b_0^2}{s(b_0^2 - a_0^2)} \times \\ \times \int_{a_0/b_0}^{1} \Phi\left(\varepsilon_{eq}\right) \left[1 + \frac{\left(1 - 4C^2\right)}{4C^2}q^2\right]^{-1/2} q dq; \qquad (27)$$

$$m = \frac{b_0^2 \left(1 - 4C^2\right)^{1/2}}{\sqrt{3} \left(b_0^2 - a_0^2\right) Cs^{3/2}} \times \\ \times \int_{a_0/b_0}^{1} \Phi\left(\varepsilon_{eq}\right) \left[1 + \frac{\left(1 - 4C^2\right)}{4C^2}q^2\right]^{-1/2} q^3 dq, \qquad (28)$$

где $q = \rho/b_0$.

Для иллюстрации полученного решения примем функцию $\Phi(\varepsilon_{eq})$ в виде

$$\Phi\left(\varepsilon_{eq}\right) = \left(1 + \frac{\varepsilon_{eq}}{0,222}\right)^{0,25}.$$
 (29)

Эта функция удовлетворительно описывает закон упрочнения некоторых алюминиевых сплавов [13]. Подставляя (22) в (10) и выражая р через q, находим

$$\varepsilon_{eq} = \left[1 + \frac{(1 - 4C^2)q^2}{4C^2}\right]^{1/2} \ln s$$

Используя это уравнение и (29), подынтегральные выражения в (27) и (28) представляются как функции q и s. Интегрирование по q выполняется численно, давая зависимости p и m от s при заданных значениях C и a_0/b_0 . Эти зависимости для нескольких значений C показаны на рисунке. В вычислениях приняли $a_0/b_0 = 0,75$. Реализация путей нагружения, показанных на рисунке, совместно со специальными путями нагружения C = 0 и C = 1/2, а также измерение шероховатости свободной поверхности при одном и том же значении ε_{eq} позволяют экспериментально определить функцию $\Omega(\varepsilon_n/\varepsilon_{eq})$ в интервале (25).



Зависимости безразмерной осевой силы p(a) от s и безразмерного крутящего момента m(b) от s для различных значений C при $a_0/b_0 = 0,75$:

1 - 0,1; 2 - 0,2; 3 - 0,3; 4 - 0,4

Заключение. Теоретически исследован процесс одновременного сжатия и кручения осесимметричного полого стержня. Из этого теоретического решения определены пути деформирования, при реализации которых отношение эквивалентной деформации к деформации по нормали к свободной поверхности остается постоянным в течение всего процесса деформирования. Предложено использовать такие пути деформирования при экспериментальном определении эмпирического соотношения, связывающего параметры шероховатости свободной поверхности, с одной стороны, и эквивалентную деформацию по нормали к свободной поверхности — с другой.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ductile** fracture and free surface roughening behaviors of pure copper foils for micro/meso-scale forming / T. Furushima, H. Tsunezaki, K. Manabe, S. Alexandrov // Int. J. Mach. Tools Manufact. 2014. Vol. 76. P. 34–48.

2. **Roughening** phenomenon of free surface of products in sheet metal forming / M. Fukuda, K. Yamaguchi, N. Takakura, Y. Sakano // J. Japan Soc. Technol. Plast. 1974. Vol. 15. P. 994–1002.

3. **Parmar A., Mellor P.B., Chakrabarty J.** A new model for the prediction of instability and limit strains in thin sheet metal // Int. J. Mech. Sci. 1977. Vol. 19. P. 389–398.

 Jain M., Lloyd D.J., Macewen S.R. Hardening laws, surface roughness and biaxial tensile strains of sheet aluminium alloys // Int. J. Mech. Sci. 1996. Vol. 38. P. 219–232.
 Unfer R.K., Bressan J.D. Evolution of roughness

 Onfer R.K., Bressan J.D. Evolution of roughness on straining interstitial free — IF steel sheet // Key Eng. Mater. 2012. Vol. 504—506. P. 83—88.
 6. Alexandrov S., Manabe K., Furushima T. A new

6. Alexandrov S., Manabe K., Furushima T. A new empirical relation for free surface roughening // Trans. ASME J. Manufact. Sci. Eng. 2011. Vol. 133. № 1. Paper 014503.

7. **Becker R.** Effects of strain localization on surface roughening during sheet forming // Acta Mater. 1998. Vol. 46. P. 1385–1401.

8. Александров С.Е., Пирумов А.Р. К определению эмпирического соотношения для предсказания развития шероховатости свободной поверхности в процессах обработки металлов давлением // Наукоемкие технолологии в машиностроении. 2013. № 5. С. 26–28.

9. **Brooks D.S.** The elasto-plastic behaviour of a circular bar loaded by axial force and torque in the strain hardening range // Int. J. Mech. Sci. 1969. Vol. 11. P. 75–85.

10. Панов Б.В. Статическая несущая способность наклепанных стержней при растяжении и кручении // Машиноведение. 1971. № 1. С. 65—71.

11. **Meguid S.A., Campbell J.D.** Elastic-plastic tensiontorsion in a circular bar of rate-sensitive material // Trans. ASME J. Appl. Mech. 1979. Vol. 46. P. 311–316.

12. Александров С.Е., Лямина Е.А. Развитие поврежденности при совместном кручении и растяжении осесимметричных стержней // Металлы. 2002. № 2. С. 94—99.

13. **Rees D.W.A.** Basic engineering plasticity. Oxford: Elsevier, 2006. 511 p.

Сергей Евгеньевич Александров, д-р физ.-мат. наук, sergei_alexandrov@yahoo.com; Александр Ремальевич Пирумов, канд. техн. наук ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ



УДК 621.771

М.А. Матвеев, Н.Г. Колбасников, В.В. Мишин, А.А. Лукьянов

(Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого)

Причины образования поверхностных трешин при горячей прокатке трубных сталей*

Методами численного моделирования и лабораторного эксперимента горячей прокатки трубных сталей исследовано изменение формы и местоположения подповерхностных трещин сляба, а также возможность их превращения в поверхностные дефекты листа. Установлено, что изначально присутствующие трещины, покрытые слоем оксидов и залегающие на различной глубине, выходят на поверхность раската в виде продольных трещин на различных стадиях прокатки.

Ключевые слова: горячая прокатка; дефекты сляба; математическое моделирование; трубная сталь; листовой прокат.

The change of form and location of subsurface cracks of slab, and also possibility of their transformation into superficial defects of sheet at hot rolling of pipe steels are studied by methods of numerical modeling and laboratory experiment. It is established that initially present cracks covered with layer of oxides and lying at various depth come to peal surface in the form of longitudinal cracks at various stages of rolling.

Keywords: hot rolling; defects of slab; mathematical simulation; pipe steel; sheet hire.

Открытые дефекты, сформировавшиеся при непрерывной разливке стали, обнаруживаются визуально и устраняются при огневой зачистке сляба. Дефекты, которые находятся на удалении от поверхности, практически не обнаруживаются. Если подповерхностные трещины не покрыты слоем оксидов, то они, как правило, завариваются при последующей горячей прокатке. Однако если к ним имеется доступ воздуха, например, по несовершенным межзеренным границам, то окисленные трещины не завариваются и могут выходить на поверхность проката. В зависимости от толщины, химического состава окалины, геометрии трещины они трактуются как металлургическая или прокатная плена, трещины, волосовины или другие типы дефектов.

Целью работы являются численное моделирование и экспериментальное исследование изменения формы и местоположения внутренних трещин сляба при горячей прокатке трубной стали, а также анализ возможности

В настоящее время существуют обоснованные методики для прогнозирования структуры, механических свойств и оценки ресурса пластичности сталей и сплавов, подвергаемых различным видам обработки [1]. Однако достоверность прогнозов остается в значительной степени зависимой от дефектов, возникающих в металлических материалах, что во многом определяется параметрами используемой технологии получения и обработки полуфабрикатов и готовых изделий.

При производстве штрипса на станах горячей прокатки большие потери металла связаны с поверхностными дефектами, которые в зависимости от марки стали могут достигать 10...15 % [2—6]. Наиболее распространены дефекты типа плена и трещина [2, 7], наличие которых преимущественно связывают с нарушениями технологии сталеплавильного производства [2—6, 8].

^{*} Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-33-60002 мол_а_дк.

их превращения в поверхностные дефекты листового проката.

Методика проведения исследований. Исследование горячих трещин в слябе проводили на одной из наиболее проблемных по кромочным трещинам трубной стали категории прочности X42. Металлографические исследования выполнены на световых оптических микроскопах Carl Zeiss Axio Observer с анализатором изображений Thixomet и Leica DMT 5000 в диапазоне увеличений 50...1000 крат. Микроструктуру исследовали при больших увеличениях на электронном сканирующем микроскопе TESCAN "Mira-3", оснащенном модулями для энерго- и волнодисперсионного рентгеноспектрального анализа.

На рис. 1, *а* приведена фотография с характерным расположением трещин в угловой области непрерывно-литого сляба. Трещины различных размеров располагаются на расстоянии 4...20 мм от широкой грани сляба и на расстоянии до 10 мм от узкой грани. Указанные параметры местоположения трещин в непрерывно-литой заготовке были использованы при решении задачи об изменении их местоположения и формы в процессе горячей прокатки.

Для решения задачи о горячей прокатке на стане 2000 листа трубной стали категории прочности X42 из сляба с исходно присутствующими внутренними дефектами использована разработанная в программе Deform-3D виртуальная модель стана 2000. Подробное описание модели представлено в работе [8].

Моделировали прокатку сляба толщиной 250 мм с отверстиями, расположенными в ребровой области сляба на различном расстоянии от широкой и узкой граней сляба (рис. 1, б). Форма трещин в виде отверстий была принята, поскольку это позволило в дальнейшем выполнить лабораторную прокатку подобного сляба. Конечно-элементная модель сляба. представленная на рис. 1, б, включает в себя 400 000 элементов. Вблизи отверстий, имитирующих трещины, создавали сгущения сетки для более детального исследования изменения их формы и местоположения при прокатке. В процессе моделирования принимали, что трещины покрыты оксидом и не завариваются. В численном эксперименте воспроизводили типовой температурно-деформационный режим прокатки на стане 2000 листа толщиной 15,8 мм.

Проверку адекватности расчетов изменения формы и местоположения исходных дефектов литой заготовки из трубной стали категории прочности X42 при горячей прокатке на стане 2000 проводили путем сравнения результатов лабораторной прокатки образца с просверленными отверстиями, имитирующими трещины в слябе, на лабораторном стане ДУО-210 с результатами математического моделирования этой же прокатки в программе Deform-3D.

Для лабораторной прокатки были изготов-

лены образцы из непрерывно-литого сляба трубной стали категории прочности Х42 с размерами 150×1000×30 мм (рис. 2). Просверленные отверстия глубиной 80 мм и диаметром 3,5 мм имитировали трещины в слябе. Отверстия высверливали с обоих торцов образца, причем с одной стороны отверстия были заварены для уменьшения окисления поверхности во время нагрева образца под прокатку. Отверстие № 5 было выполнено сквозным.

Прокатку образца осуществляли на лабораторном стане ДУО-210 со скоростью 0,3 м/с. Нагрев сляба перед





ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



Рис. 2. Образцы для лабораторной прокатки: a -схема; $\delta -$ сляб с нумерацией отверстий

Номер прохода	Высота проката <i>Н</i> , мм	Степень деформации ε, %	Температура после прохода, °С
—	30	—	1200
1	23,0	23	1065 (с окалиной)
2	16,1	30	1065
3	12,6	22	1000
4	9,8	22	975
5	8,4	14	945
6	7,1	15	900
7	6,1	16	850

Температурно-деформационный ре	ежим прокатки
--------------------------------	---------------

прокаткой до температуры 1200 °С выполняли в печи Nabertherm. Режимы лабораторной прокатки образца представлены в таблице. Температуру образца во время прокатки замеряли с помощью высокотемпературных пирометров CTlaser 3MH фирмы Optris, установленных на входе и выходе металла из очага деформации.

При численном моделировании лабораторной прокатки с использованием программы Deform-3D принимали, что материал валков абсолютно жесткое тело, деформируемая среда — жесткопластическое тело с упрочнением.

На рис. 3 показаны схема прокатки на лабораторном стане ДУО-210, построенная в Deform-3D, и конечно-элементная модель образца с искусственными трещинами, выполненная в соответствии с геометрией про-



Рис. 3. Модель прокатного стана ДУО-210 в программе Deform-3D (*a*) и конечно-элементная модель образца с отверстиями, имитирующими внутренние трещины (б)

катанного образца. Модель образца включает в себя 200 000 конечных элементов. В местах расположения отверстий, имитирующих трещины, проводили сгущение сетки. При расчетах использовали реологические свойства стали категории прочности X42, полученные из экспериментов на комплексе Gleeble [8].

Исследование поведения угловой поперечной трещины, перпендикулярной широкой грани непрерывно-литого сляба, при прокатке толстого листа трубной стали категории прочности К60 на реверсивном стане 5000 по типовому режиму контролируемой прокатки выполнено в программе Ansys/LS-Dyna и построенной в ней виртуальной модели стана 5000. В качестве исходной была задана строго вертикальная трещина.

Анализ результатов исследования изменения формы и местоположения исходных трещин литого сляба при прокатке. На рис. 4 представлены результаты моделирования прокатки сляба с внутренними отверстиями, имитирующими

ПРОКАТНО-ВОЛОЧИЛЬНОЕ ПРОИЗВОДСТВО



Рис. 4. Формообразование боковой кромки проката, изменение формы и местоположения внесенных дефектов в виде продольных отверстий по ходу прокатки

трещины в ребровой области. Показано изменение формы и местоположения трещин в угловой области проката по ходу прокатки от вертикального окалиноломателя до последней клети стана.

Видно, что в процессе прокатки на стане трещины \mathbb{N} 4 и 5 (см. рис. 4), изначально располагающиеся вблизи боковой поверхности, постепенно выходят в плоскость соприкосновения с валками, что свидетельствует об особенностях течения металла в прикромочной области раската. К концу черновой прокатки трещина \mathbb{N} 4, изначально располагавшаяся под трещиной \mathbb{N} 3, выходит на один уровень с трещинами \mathbb{N} 1—3.

При прокатке в чистовой группе расстояние от трещин до поверхности раската равномерно уменьшается и после прокатки в 12-й клети составляет 100...300 мкм. На рис. 5 приведены фотографии продольных трещин, обнаруженных в прикромочной области прокатанной полосы из трубной стали категории прочности X42 конечной толщиной 15,8 мм, по которым видно, что глубина залегания трещин в готовом прокате составляет 100...200 мкм от поверхности. Трещины имеют свободный выход на поверхность с шириной раскрытия 0,2...0,8 мм.

Анализ напряженно-деформированного состояния при прокатке в чистовой группе показал, что в продольном направлении в металле действуют области с растягивающими напряжениями σ_y , которые приводят к локальной деформации тонкой перемычки, отделяющей трещину от поверхности, с образованием шейки и последующим ее разрывом. Процесс разрыва перемычки происходит аналогично разрыву шейки пластичного образца при испытаниях на растяжение [9]. Место отрыва перемычки выделено на рис. 5, *б.* Разрыв перемычки подповерхностной трещины может происходить, например, под действием изгибной деформации при отрезке кромок готовой полосы.

Таким образом, процесс пластического формообразования кромочной области сляба определяется деформацией в вертикальных и горизонтальных клетях стана. С использованием численного моделирования показано, что изначально присутствующие внутренние дефекты непрерывно-литого сляба, залегающие на глубине до 20 мм, которые не залечиваются при прокатке, выходят на поверхность раската в виде открытых трещин, в том числе после вспомогательных операций, например, после подрезки кромок.

В данном случае выполнено исследование изменения формы и местоположения введенных дефектов без учета развития (раскрытия) существующих трещин.

На рис. 6 представлены результаты лабораторной прокатки на стане ДУО-210 — фотографии прокатанного образца, схема отбора образцов для изготовления шлифов, а также панорамные фотографии поперечных шлифов. По фотографиям видно, что отверстия, которые не были заварены в исходном состоянии (см. рис. 2, б), во время прокатки также не завариваются из-за присутствия оксидов. Отверстия, которые были заварены для ограничения доступа воздуха, во время прокатки захлопываются частично. На травленых шлифах (см. рис. 6, r, d) видны следы присутствия сплющенных отверстий. Следовательно, даже ограниченный доступ воздуха препятствует полному залечиванию трещин, возникших на предыдущих стадиях обработки материала.

Результаты численного моделирования лабораторной прокатки образца с отверстиями в программе Deform-3D, имитирующими внутренние трещины в слябе, приведены на рис. 7

> (см. обложку). Сравнение результатов лабораторной прокатки и численного моделирования показало их высокую сходимость. Разница в глубине залегания дефектов после лабораторной прокатки и численного моделирования этой прокатки не превышает 10 %, причем это различие расчетных и экспериментальных данных может быть уменьшено, если учесть слой окалины, образованной при нагреве под прокатку.







Рис. 6. Схема вырезки образцов из прокатанного сляба и головная часть раската, в которой перед прокаткой отверстия не были заварены (а); панорамные фотографии поперечных шлифов образцов № 1 (б), № 2 (в), № 3 (г) и № 4 (д)

Таким образом, если результаты лабораторного эксперимента по прокатке образцов и его конечно-элементного моделирования практически совпадают, то можно считать, что и результаты расчетов поведения дефектов сляба при моделировании горячей прокатки на стане 2000 достоверны.

На рис. 8 показано, что незаваренные перед прокаткой отверстия № 1 и № 6 (см. рис. 2, б) после прокатки заполнены окалиной и, следовательно, не заварились в результате прокатки. Отверстие № 4, заваренное перед прокаткой для ограничения доступа воздуха при нагреве и

прокатке, после прокатки выглядит как заваренное, однако при более внимательном рассмотрении трещина оказывается залеченной лишь частично (см. рис. 8, e-d).



лабораторном стане отверстий № 1 (а) и № 6 (б) и изображения частично заваренного при прокатке отверстия № 4 при увеличениях ×600 (в) и ×5000 (г), которое при небольших увеличениях (д) выглядит как заваренное

Можно предположить, что дальнейшая прокатка должна привести к выходу дефектов на поверхность раската. Для подтверждения этого предположения от прокатанного образца толщиной 6,3 мм со стороны головной части исходного образца, где отверстия не были заварены (см. рис. 6, a), был отобран образец для дальнейшей прокатки. Образец повторно нагревали в печи до 1050 °С, выдерживали при этой температуре в течение 15 мин и прокатывали за четыре прохода до толщины 2 мм.

В результате такой прокатки трещины вышли на поверхность и сформировали поверхностные дефекты, показанные на рис. 9. Видно, что внутренние дефекты-отверстия, покрытые оксидами, превращаются в плоскую трещину и выходят на поверхность. Как показали лабораторная прокатка и конечно-элементные расчеты, выполненные в программе Deform-3D, максимальная глубина залегания внутренних дефектов, которые способны при 10...15-кратной вытяжке выйти к поверхности, составляет не более 20 мм для сляба толщиной 250 мм.

Таким образом, дефекты приповерхностных слоев сляба (в основном сетчатые, паукообразные, гнездообразные трещины) с частично окисленной поверхностью при горячей прокатке изменяют форму и местоположение и на различных стадиях прокатки выходят на поверхность образцов.

Подобные результаты поведения подповерхностных дефектов можно получить для трещин иной геометрии с использованием программы Deform или других методов численного моделирования. На рис. 10 (см. обложку) представлены вид характерной угловой поперечной трещины, перпендикулярной широкой грани непрерывно-литого сляба, и ее развитие при прокатке. Исследование поведения трещины при горячей прокатке толстого листа на реверсивном стане 5000 по типовому режиму контролируемой прокатки выполнено в программе Ansys/LS-Dyna. В качестве исходной задана строго вертикальная трещина.

Как видно из рис. 10, при черновой прокатке, когда металл имеет низкое значение сопротивления деформации, трещина разворачивается в направлении нечетных проходов. На первых проходах трещина может раскрываться. Во время разворота трещины под действием давления валков берега трещины снова сходятся и трещина "захлопывается".

В вершине трещины могут действовать большие напряжения. При черновой прокатке этого не происходит в связи с быстро протекающими релаксационными процессами. Однако при чистовой прокатке в результате выделения карбонитридов микролегирующих элементов релаксационные процессы сильно затормаживаются, вследствие чего деформации и напряжения в вершине трещины накапливаются и могут вызвать развитие (распространение) исходной трещины. В связи с этим при моделировании чистовой прокатки был введен критерий разрушения для модельного материала проката. В качестве критерия разрушения выбраны предельные деформации ε_{прел}, представляющие собой максимальные первые главные деформации, которые действуют в материале при прокатке. В данной задаче было принято $\varepsilon_{\text{прел}} = 1$.

Поскольку чистовой прокатке предшествует длительная выдержка при относительно высоких температурах, то все напряжения и деформации, накопленные при черновой прокатке, снимаются релаксационными процессами. В связи с этим при моделировании перед чистовой прокаткой была удалена вся история по накопившимся деформациям и напряжениям. На рис. 10 представлено изменение формы и местоположения трещин в процессе чистовой прокатки с учетом возможности развития трещины.

Результаты расчетов показали, что в процессе чистовой прокатки трещина, которая

> находилась у поверхности после 10-го прохода, перешла в плоскость штрипса, и, разрушив подповерхностный слой, вышла на поверхность после 11-го прохода (см. рис. 10, *e*).

> Трещины с начальной глубиной залегания 1...5 мм от поверхности после 6-го прохода подходят к поверхности. После первых чистовых проходов поверхностная перемычка разрушается, и трещина при



Рис. 9. Выход подповерхностных трещин исходного образца на поверхность раската при прокатке образца до толщины 2 мм:

a — место выхода на поверхность; δ — образование продольной прикромочной трещины



Рис. 11. Изменение глубины залегания трещины в зависимости от суммарного обжатия при прокатке:

a — вертикальная плоская трещина при исходном расстоянии от поверхности: 1 - 1 мм; 2 - 3 мм; 3 - 5 мм; 4 - 8 мм; 5 - 12 мм; 6 — газонаполненный пузырь диаметром 4 мм на исходной глубине 7,9 мм (1); диаметром 4 мм на глубине 27,8 мм (2); диаметром 8 мм на глубине 18 мм (3)

дальнейшей прокатке ведет себя как поверхностная.

В процессе чистовой прокатки за счет разрушения металла и действия сдвиговых напряжений вершина трещины развивается в направлении прокатки. В результате изменения знака действующих напряжений вновь образовавшиеся берега трещины изгибаются и развиваются в сторону поверхности, что совместно с утонением подповерхностного слоя способствует продвижению трещины к поверхности.

На рис. 11 представлено изменение расстояния до поверхности от вершины плоской трещины поры — подкоркового пузыря в процессе прокатки в зависимости от суммарного обжатия.

Заключение. В результате выполненного численного моделирования горячей прокатки на стане 2000 в программе Deform-3D установлено, что изначально присутствующие внутренние дефекты непрерывно-литого сляба, залегающие на глубине до 20 мм, которые не залечиваются при прокатке, выходят на поверхность раската в виде открытых трещин, в том числе после вспомогательных операций, например, после подрезки кромок.

Сравнение результатов лабораторной прокатки образца с внутренними дефектами в виде отверстий на стане ДУО-210 и ее конечно-элементного моделирования в программе Deform-3D показали высокую сходимость, что свидетельствует о достоверности полученных результатов расчетов поведения внутренних дефектов сляба при численном моделировании горячей прокатки на стане 2000. Аналогичные результаты поведения подповерхностных дефектов были получены при использовании другого программного продукта Ansys/LS-Dyna, также основанного на методе конечных элементов при моделировании горячей прокатки на реверсивном стане 5000.

Разработка конкретных технических рекомендаций по минимизации подобных дефектов готового проката требует дополнительных исследований.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю. Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов. СПб.: Санкт-Петербургский гос. политехн. ун-т, 2006. 363 с.

2. Салганик В.М., Песин А.М., Пустовойтов Д.О. Моделирование поведения поперечных угловых трещин сляба при прокатке в горизонтальных валках // Известия вузов. Черная металлургия. 2010. № 3. С. 22–24.

3. Сычков А.Б., Жигарев М.А., Перчаткин А.В. Трансформация дефектов непрерывно-литой заготовки в поверхностные дефекты проката // Металлург. 2006. № 2. С. 60-64.

4. Либерман А.П., Кан Ю.Е., Миронова Н.А. Трансформация дефектов поверхности непрерывнолитых заготовок при горячей прокатке // Сталь. 1984. № 9. С. 28—36.

5. Леклерк Т., Поллак В. Дефекты непрерывнолитых слябов, влияющие на качество конечного продукта, и меры по их предотвращению // Непрерывное литье стали. М.: Металлургия, 1982. С. 112—125.

6. Саррак В.И., Забильский В.В., Разумов Д.А. Поверхностные трещины непрерывного слитка и пути предотвращения их образования: Обзорная информация // Сер. Сталеплавильное производство. М.: Черметинформация, 1984. Вып. 1. С. 23—32. 7. Казаков А.А., Ковалев П.В., Зинченко С.Д.

7. Казаков А.А., Ковалев П.В., Зинченко С.Д. Природа дефектов горячекатаного листа из трубных марок сталей. Часть 2. Дефекты, образовавшиеся на этапе прокатного производства // Черные металлы. 2008. № 12. С. 10—14.

8. Матвеев М.А. Физико-механический анализ причин образования прикромочных трещин в горячекатаных листах из трубных сталей: дис. ... канд. техн. наук. СПб.: Санкт-Петербургский гос. политехн. ун-т, 2015. 202 с.

9. Кондратьев С.Ю. Механические свойства металлов: учеб. пособие. СПб.: Санкт-Петербургский гос. политехн. ун-т, 2011. 128 с.

Михаил Александрович Матвеев, канд. техн. наук, matveev_ma@inbox.ru;

Николай Георгиевич Колбасников, д-р техн. наук; Василий Викторович Мишин, канд. техн. наук; Алексей Александрович Лукьянов, канд. техн. наук МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ



МАТЕРИАЛЫ

УДК 669.717:519.23

О.Е. Грушко, М.А. Гуреева (Московский государственный машиностроительный университет "МАМИ"), Г.Г. Клочков (ФГУП "Всероссийский институт авиационных материалов")

Оптимизация режима упрочняющей термической обработки листов алюминиевого сплава В1341, легированного кальшием

Показано, что наиболее высокие значения прочности и условного предела текучести листов алюминиевого сплава B1341 с микродобавками кальция достигаются после искусственного старения, выполняемого по режиму: температура нагрева 170 °C с выдержкой 10...14 ч. Листы сплава B1341, легированные кальцием, в состоянии T (закалка и естественное старение) сохраняют высокую технологическую пластичность без ограничения длительности естественного старения.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы; сплавы системы Al—Mg—Si; легирование кальцием; предел прочности; условный предел текучести.

It is shown that the highest values of strength and proof strength sheets of alloy B1341 with microadditives of calcium are achieved after artificial ageing: temperature 170 °C, 10...14 h. B1341 alloy sheets doped with calcium, able T (quenching and aging) maintain high technological plasticity without limiting the duration of natural aging.

Keywords: aluminum alloys; alloys Al-Mg-Si; alloying calcium; nominal tensile strength; yield strength.

Введение. Закалка — это термическая обработка, при которой главным процессом является формирование неравновесной структуры во время ускоренного охлаждения [1]. Закалка алюминиевого сплава заключается в его нагреве до максимально высокой температуры, выдержке и последующем быстром охлаждении для получения пересыщенного твердого раствора, что обеспечивает возможность дальнейшего упрочнения старением.

Температура нагрева под закалку зависит от природы сплава и скорости растворения упрочняющих фаз. Ориентиром для ее выбора служит температура неравновесного солидуса (температура плавления наиболее легкоплавкой эвтектики), нагрев выше которой может вызвать пережог [2].

Выбор выдержки при температуре нагрева под закалку должен обеспечить растворение избыточных фаз, поэтому температура закалки зависит от размера частиц и характера их распределения. Охлаждение при закалке следует проводить со скоростью, обеспечивающей отсутствие распада твердого раствора в процессе охлаждения [2—4]. Температура нагрева под закалку алюминиевого сплава B1341 составляет (520 ± 10) °C при допустимом в ряде случаев нагреве выше 530 °C [2, 3, 5]. В качестве нагревательной среды для проведения закалки листов из сплава B1341, легированного кальцием, используют селитровые ванны. Верхний предел нагрева в селитровых ваннах ограничивают 535...540 °C. Таким образом, температура нагрева под закалку листов из исследуемого сплава не должна превышать 530 °C.

Цель работы — исследование влияния режима термической обработки листов алюминиевого сплава B1341 на механические свойства листов и оптимизация режима упрочняющей термической обработки.

Методика проведения исследований. Исследования проводили на листах сплава B1341 с содержанием кальция 0,14 %.

Закалку листов осуществляли с нагревом в селитровых ваннах. Искусственное старение проводили в лабораторной муфельной печи СНОЛ, оснащенной системой контроля и поддержания заданной температуры нагрева. Механические свойства листов исследуемого сплава определяли на образцах по ГОСТ 14806—80 с шириной рабочей части 15 мм. Испытания проводили на универсальной разрывной машине UGT-A17000-S.

Микроструктуру листов после термической обработки исследовали с помощью цифрового стереоскопического микроскопа Motic DM-39C-N9GO-A.

Результаты исследований и их обсуждение. Определены механические свойства листов, закаленных после выдержки при температурах (525 ± 5) и (515 ± 5) °С. Установлено, что в листах, закаленных после выдержки при более высокой температуре, уровень прочностных свойств выше и стабильнее, чем при низкой температуре, при приблизительно равноценной пластичности (табл. 1).

На технологические свойства листов при холодной деформации и качество поверхности получаемых деталей наиболее существенно влияет размер зерна, который для листов сплава B1341 не должен превышать 80 мкм.

В связи с этим было проведено исследование по оценке влияния времени выдержки при закалке на средний размер зерна. Нагрев под закалку образцов из листов толщиной 1,0; 1,5; 2,0 и 3,0 мм осуществляли при температуре (525 ± 5) °C с выдержками 10...40 мин (табл. 2).

Как следует из табл. 2 и результатов изучения микроструктуры (рис. 1), листы после закалки имеют мелкозернистую структуру, отличающуюся стабильностью. Средний размер зерна не меняется при увеличении выдержки при нагреве под закалку и находится в интервале 20...68 мкм [4, 5].

Для улучшения технологичности при холодном формообразовании необходимо, чтобы в листах не протекали процессы собирательной рекристаллизации и роста зерен. Структура должна оставаться мелкозернистая, про-

1. Влияние температуры закалки на уровень механических свойств листов сплава В1341, легированного кальцием (толщина листа 2 мм)

Температура нагрева под	Предел прочности σ_{B} Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$		Относительное удлинение
закалку, С	N	0, 70	
515 ± 5	320325	288292	1719
525 ± 5	338344	303307	1517

2. Влияние времени выдержки при нагреве под закалку на средний размер зерна в листах сплава В1341, легированного кальцием (температура нагрева под закалку (525 ± 5) °C)

Breve	Средний размер зерна, мкм					
выдержки,	Толщина листа, мм					
МИН	1,0	1,5	2,0	3,0		
10	20	25	40	58		
15	20	27	41	65		
20	21	27	42	67		
30	22	28	44	67		
40	22	28	44	68		
50	24	30	45	68		

шедшая первичную рекристаллизацию. Исследования степени рекристаллизации листов после закалки показали, что в структуре листов прошли процессы первичной рекристаллизации (рис. 2).



Рис. 1. Микроструктура листов сплава В1341, легированного кальцием, после закалки (×250):

а — толщина 1 мм, выдержка 10 мин; *б* — толщина 3 мм, выдержка 40 мин



Рис. 2. Рентгенограмма листов сплава В1341 после закалки с температуры (525 \pm 5) $^\circ\mathrm{C}$



Рис. 3. Темнопольное изображение Q'1- и в'-фаз образцов из листов сплава В1341

Проведены электронно-микроскопические исследования структуры и фазового состава образцов из листов сплава В1341, легированного кальцием (рис. 3). Исследование с применением светлопольных методик показало, что в структуре присутствуют дисперсоиды округлой формы, которые в ходе распада твердого раствора при старении являются дополнительными местами для гетерогенного зарождения неравновесных фаз.

С помощью темнопольных методик установлено, что во всех исследованных состояниях наблюдается интенсивный распад твердого раствора с образованием Q'_1 (Al₅Cu₂Mg₈Si₆)-фазы и $\beta'(Mg_2Si)$ -фазы. Темнопольные изображения частиц Q'_1 - и β' -фаз совместно наблюдаются при соблюдении дифракционных условий g = 2/3[220] вблизи оси зоны <100>, в этом случае на снимках видны системы характерных для Q'_1 - фазы стержнеобразных выделений.

Разделить изображения Q'_1 - и β' -фаз достаточно сложно, однако можно предположить, что области со сверхдисперсными торцевыми частицами на темнопольных изображениях при g = 2/3[220] являются частицами β' -фазы. Известно также, что гетерогенное зарождение на дислокациях характерно только для Q'_1 фазы.

Были выполнены исследования текстуры, по результатам которых построена функция распределения ориентировок (ФРО) по данным рентгеновской съемки срединной части листа после термической обработки, при которой плоскостью съемки являлась плоскость в направлении нормали к плоскости прокатки (плоскость НН).

Срединные слои исследованного листа характеризуются достаточно слабой текстурой (максимальная ориентационная плот-

ность 2,8). Основной текстурный компонент {001}<130> относится к рекристаллизационному типу. На ФРО присутствуют очень слабые, хаотически распределенные контуры, указывающие на присутствие в сплаве произвольно ориентированных рекристаллизованных зерен.

Установлены закономерности влияния времени выдержки при нагреве под закалку на уровень механических свойств листов. Закалку листов толщиной 1,0 и 1,5 мм осуществляли после выдержки при температуре 525 °С в течение 10; 15; 20 и 30 мин, листов толшиной 2.0 и 3.0 мм — в течение 15: 20: 30 и 40 мин. Испытания образцов проводили в состоянии полной термической обработки (T1), искусственное старение — при температуре 175 °С в течение 14 ч. Для оценки анизотропии свойств испытания осуществляли в долевом (Д), поперечном (П) направлениях и под углом 45° к оси прокатки (табл. 3).

Из полученных результатов видно, что наибольший уровень прочностных свойств во всех направлениях на листах толщиной 1,0...3,0 мм достигается после выдержки при закалке от 20 мин. При этом наименьшая анизотропия и наиболее стабильные свойства в долевом и поперечном направлениях наблюдаются у листов толщиной 1,0; 1,5; 2,0 и 3,0 мм, закаленных после выдержки 20 мин. Поэтому нет необходимости нагрева под закалку листов с выдержками более 20 мин, так как уровень механических свойств существенно не изменяется.

Таким образом, в результате исследования оптимизирован режим нагрева под закалку после выдержки при температуре 525 °С в течение 20 мин, обеспечивающий получение в листах рекристаллизованной мелкозернистой структуры, наиболее высокую прочность при сохранении высокой пластичности и отсутствие анизотропии.

Время	Направ-	Предел	Условный	Относи
выдержки	ление	проч-	предел	тельное
при	вырезки	ности ов	текучести	удлинение
закалке,	образцов		00,2	δ, %
мин		M		
	Лис	т толщиной	1,0 MM	151 175
10	Д	310315	275284	15,117,5
10	11 45°	305310	275280	16,11/,4
	45 T	300305	270280	17,019,0
15	Д	328332	295300	15,018,5
15	11 45°	323328	285500	17,519,0
	<u>43</u>	320323	285290	17,019,3
20	Д	220 225	295300	10,017,4
20	11 45°	330333	295500	13,017,3
	43 П	320323	305 308	15,017,0
30	Д	325 330	300 305	15,517,5
50	45°	325 330	285 290	15,517,5
	Лис		1.5 мм	15,517,5
	Л	310 315	285 290	175 190
10	Д	310 315	285 288	17.5 18.5
10	45°	300305	275280	17.520.0
	Л	335338	298304	17.018.0
15	П	328332	290300	17.018.0
	45°	325330	285295	19,020,0
	Д	330338	300305	16,520,0
20	Π	330335	295305	17,520,0
	45°	325330	290295	14,020,0
	Д	330340	300310	18,520,0
30	П	325330	300305	17,520,0
	45°	325330	295305	17,518,5
	Лис	т толщиной	2,0 мм	
	Д	320330	285290	15,015,5
15	П	320330	285295	16,517,5
	45°	315320	270280	15,518,0
	Д	330335	295300	17,018,5
20	П	330335	295298	15,517,0
	45°	330335	298305	18,018,5
	Д	330340	300305	16,519,5
30	П	330335	295300	16,518,5
	45°	325330	298302	17,518,5
	Д	335340	303310	17,017,5
40	П	330335	300305	16,517,5
	45°	325330	295305	18,519,0
	Лис	т толщиной	3,0 мм	
	Д	320330	285290	15,015,5
15	П	320330	285295	16,517,5
	45°	315320	270280	15,518,0
	Д	330335	295300	17,018,5
20	П	330335	295298	15,517,0
	45°	330335	298305	18,018,5
	Д	330340	300305	16,519,5
30	П	330335	295300	16,518,5
	45°	325330	298302	17,518,5
	Д	335340	303310	17,017.5
40	П	328335	300305	16,517,0
	45°	325330	295305	18,519.5

3. Зависимость механических свойств листов сплава В1341, легированного кальцием, от времени выдержки при закалке

Для разработки режима искусственного старения были определены температурные интервалы фазовых превращений при нагреве листов в закаленном и естественно состаренном состоянии методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

Анализ кривых ДСК показал, что при температурах 58 и 141 °С происходит выделение метастабильных фаз, при 241 °С выделяется стабильная упрочняющая фаза Mg₂Si. Такая высокая температура выделения упрочняющей фазы связана с тем, что нагрев при ДСК происходит при гораздо меньших скоростях, чем нагрев при искусственном старении, в процессе протекания которого температурная область выделения упрочняющей фазы будет сдвигаться в сторону меньших значений. При температурах 491...539 °С происходит растворение упрочняющей фазы.

Результаты исследования кинетики искусственного старения при температурах 155, 165 и 175 °С позволили сделать вывод, что нагрев при температуре 175 °С обеспечивает максимальный уровень предела прочности и условного предела текучести (рис. 4) [4].

Максимальным уровнем механических свойств листы из сплава В1341 обладают после искусственного старения с временем выдержки в интервале 10...14 ч.

Наиболее высокой технологической пластичностью листы из сплава В1341 обладают в свежезакаленном состоянии, но и после естественного старения без ограничения срока способность листов к листовой штамповке также достаточно высока. Листы могут поставляться в состоянии Н (без термической обработки), в этом случае закалку проводят на машиностроительном заводе и изготовляют детали методами холодной деформации из материала, обладающего наиболее высокими пластическими свойствами.

Однако не всегда существует возможность проведения операции закалки. В этом случае листы поставляют в состоянии Т (закалка и естественное старение). При этом высокая технологическая пластичность сохраняется без ограничения срока естественного старения.

Проведено исследование кинетики естественного старения листов сплава B1341 толщиной 2,0 мм (табл. 4).

Полученные результаты испытаний показали, что наиболее интенсивно естественное старение протекает в первые 6 ч после закалки, в этот промежуток времени происходит

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ



Рис. 4. Кинетические кривые искусственного старения листов из сплава B1341, легированного кальцием, при температуре 155 (*a*), 165 (б) и 175 °С (в):

 $1 - \sigma_{\rm B}; 2 - \sigma_{0,2}; 3 - \delta$

максимальный прирост предела прочности и условного предела текучести. Поэтому изготовление деталей листовой штамповкой с глубокими степенями вытяжки рекомендовано проводить в свежезакаленном состоянии материала. Начиная с 1 сут и до 8 мес, процесс естественного старения замедляется и практически останавливается, прирост по пределу прочности и относительному пределу текучести за этот отрезок времени составляет не более 30 МПа.

Исследования минимального радиуса гиба образцов после естественного старения подтверждают данные, полученные при испытании механических свойств при статическом

Длитель- ность есте- ственного старения	Предел проч- ности о _в	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$ ППа	Относи- тельное удлинение δ, %	Мини- мальный радиус гиба <i>R_{min}, мм</i>
Сразу после закалки	180200	6065	24,526,0	(0,81,2)S
6ч	240245	90100	28,030,5	(1,11,2)S
33 ч	255260	100103	25,028,5	(1,01,3)S
2 сут	255260	115120	29,531,0	(1,11,2)S
4 сут	260265	110120	29,530,5	(1,11,2)S
7 сут	260265	110120	30,031,0	(1,31,6)S
12 сут	265270	120125	30,031,5	(1,31,6)S
16 сут	268275	128135	29,532,0	(1,31,6)S
1 мес	268275	128135	30,032,0	(1,31,6)S
2 мес	268275	125130	28,030,0	(1,11,2)S
3 мес	268275	122126	30,030,5	(1,01,2)S
4 мес	268275	125130	29,031,5	(1,31,6)S
6 мес	270275	120130	28,028,5	(1,41,6)S
8 мес	280290	135140	28,529,5	(1,11,3)S
Обознач	нение. <i>S</i> —	- толщина л	иста.	

4. Кинетика естественного старения листов толщиной 2,0 мм из сплава В1341, легированного 0,14 % Са

растяжении. Листы в свежезакаленном состоянии обладают лучшей технологической пластичностью при гибке (0,8...1,2)*S*. После естественного старения в течение 1 мес у листов сохраняется удовлетворительная технологическая пластичность при гибке (1,3...1,6)*S*.

Выполнена оценка технологической пластичности и возможности осуществления операции гибки листов толщиной 2,0 мм в состоянии полной термической обработки (T1) и после 1 года естественного старения. Установлено, что в состоянии T (1 год естественного старения) листы из исследуемого сплава B1341 обладают высокой технологической пластичностью с возможностью гибки с минимальным радиусом (1,3...1,6)*S*, а в состоянии T1 удовлетворительной, $R_{\min} = (1,5...1,8)S$.

На технологичность листов при изготовлении из них деталей методами холодной деформации, в том числе с глубокими степенями вытяжки, помимо факторов, описанных выше, большое влияние оказывает анизотропия материала. Для оценки изотропности листов толщиной 1,5 мм были проведены испытания механических

5. Механические свойства листов сплава В1341-Т в зависимости от направления вырезки образца

Направление вырезки	Предел прочности _{σ_в}	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$	Относитель- ное удлине-	
образцов	Ν	нис 0, 70		
Д	250255	185190	28,028,5	
15°	255260	185190	29,030,5	
30°	250260	180185	31,031,5	
45°	250255	180195	28,530,5	
60°	250255	175185	28,531,0	
75°	250255	170180	28,030,0	
П	255260	175180	27,528,5	

6.	Механические	свойства	листов	сплава	B1341-T1
	в зависимости	от направ.	ления в	ырезки	образца

Направление вырезки образцов	Предел прочности _{σ_в}	Условный предел текучести σ _{0,2}	Относитель- ное удлине- ние δ, %	
-	M			
Д	330335	305310	13,517,5	
15°	335340	300305	13,015,0	
30°	335340	300310	12,015,0	
45°	330335	305315	14,016,0	
60°	335340	300310	13,015,0	
75°	335340	305310	14,015,0	
П	330340	300305	13,517,0	

свойств на образцах, ориентированных под различными углами к направлению оси прокатки. Заготовки испытывали в состояниях Т (закалка и естественное старение) и Т1 (закалка и искусственное старение) (табл. 5 и 6).

Установлено, что в листах из сплава B1341 как в состоянии Т, так и в T1 отсутствует анизотропия механических свойств, что свидетельствует об изотропности материала, деформация во время холодной листовой штамповки будет распределяться во всех направлениях равномерно.

Выводы

1. Минимальная анизотропия и наиболее стабильные свойства в долевом и поперечном

направлениях наблюдаются у листов сплава В1341, легированного кальцием, толщиной 1,0...3,0 мм, закаленных с температуры (525 ± 5) °C после выдержки 20 мин.

2. Наиболее высокие значения прочности и условного предела текучести листов сплава В1341, легированного кальцием, достигаются после искусственного старения, выполняемого по режиму: температура нагрева 170 °С с выдержкой 10...14 ч.

3. Листы исследуемого сплава в свежезакаленном состоянии обладают наилучшей технологичностью при гибке (0,8...1,2)*S*. После естественного старения в течение 1 мес у листов сохраняется удовлетворительная технологическая пластичность при гибке (1,3...1,6)*S*.

4. У листов из сплава В1341, легированного кальцием в состоянии Т и Т1, отсутствует анизотропия механических свойств, что говорит о наличии выраженной изотропности материала.

5. Для термической обработки в промышленных условиях листов сплава В1341, легированного кальцием, может быть рекомендован режим термической обработки — закалка в воду с температуры (525 ± 5) °С после выдержки 20 мин с последующим искусственным старением 170 °С с выдержкой 10...14 ч.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Новиков И.И., Золоторевский В.С. и др. Металловедение: учебник. В 2 т. М.: МИСиС, 2009. Т. II. 528 с.

2. Повышение штампуемости листов из сплава системы Al—Mg—Si, применяемых для холодной штамповки / М.А. Гуреева, О.Е. Грушко, В.В. Овчинников, В.Ф. Шамрай // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2007. № 4. С. 20–27.

3. **Овчинников В.В., Гуреева М.А.** Современные материалы для сварных конструкций. М.: Издательский центр "Академия", 2013. 304 с.

4. Промышленное освоение высокотехнологичного сплава B1341 системы A1-Mg-Si, легированного кальцием / Г.Г. Клочков, О.Е. Грушко, В.В. Овсянников, В.И. Попов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2015. № 1. С. 12-19.

5. Гуреева М.А. Оптимизация режима упрочняющей термической обработки листов сплава АВ, легированного кальцием // Современные материалы, техника и технологии. 2015. № 3. С. 85—94.

Ольга Евгеньевна Грушко, д-р техн. наук; Марина Алексеевна Гуреева, канд. техн. наук, vikov1956@mail.ru;

Геннадий Геннадиевич Клочков, канд. техн. наук

УДК 669.017:[621.77.016.2:669.14.294.2]

А.С. Симачёв, М.В. Темлянцев, Т.Н. Осколкова

(Сибирский государственный индустриальный университет", г. Новокузнецк), **Е.В. Полевой, А.В. Головатенко** (АО "ЕВРАЗ Западно-Сибирский металлургический комбинат", г. Новокузнецк)

Исследование высокотемпературной пластичности различных зон кристаллизации рельсовой электростали марки Э90ХАФ

Представлены результаты исследования высокотемпературной пластичности рельсовой стали Э90ХАФ в диапазоне температур 900...1200 °C. Установлено, что пластичность во всех зонах непрерывно-литой заготовки наблюдается при температуре 1100 °C.

Ключевые слова: непрерывно-литая заготовка; рельсовая сталь; неметаллические включения; оксиды точечные; нитриды; силикаты; сульфиды; высокотемпературная пластичность.

The research results of high-temperature plasticity of rail steel E90KhAF from the temperature 900 to 1200 °C are presented. It is founded that the maximum plasticity in all zones of continuous-cast ingot is seen when the temperature is 1100 °C.

Keywords: continuous-cast ingot; rail steel; non-metallic inclusions; single-point oxides; nitrides; silicates; sulfides; high-temperature plasticity.

Рельсы являются ответственным видом металлопродукции, к которому предъявляют широкий спектр требований по механическим и пластическим свойствам, качеству поверхности, геометрии профиля, прямолинейности и другим свойствам. Для их обеспечения требуются эффективные технологии и технологические режимы производства. Одним из главных технологических этапов производства является нагрев *непрерывно-литых заготовок* (НЛЗ) в методических печах и прокатка рельсов на стане. Традиционно при реализации нагрева и прокатки возникает вопрос пластичности стали, ее зависимости от температуры и ряда других факторов [1].

Анализ специальной технической литературы показал, что исследованию пластичности рельсовой стали посвящено мало работ. В основном они проведены для мартеновской стали, разлитой в изложницы. В то же время известно, что пластичность является свойством, чувствительным не только к химическому составу, температуре, скорости деформации и напряженному состоянию, но и к параметрам структуры и некоторым характеристикам (например, виду, фазовому составу, форме неметаллических включений), которые определяются технологией выплавки, внепечной обработки, раскисления, разливки и т.п.

В работе [2] приведены результаты исследования пластичности методом горячего скручивания мартеновской рельсовой стали марок М75 и М76, разлитой в изложницы, влияния на нее вида и расхода раскислителя. Установлено. что для литого металла пластичность ниже, чем для катаного, интервал максимальной пластичности соответствует температурам 1050...1150 °С. По данным работы [3], методом испытаний на осадку установлено, что при температурах нагрева до 1200 °С признаки перегрева на образцах рельсовой стали отсутствуют полностью. При 1250 °С наблюдаются первые признаки перегрева, однако при осадке на 1/3 цилиндрических образцов диаметром 25 мм и высотой 50 мм, нагретых до 1250...1300 °С, надрывов и разрывов металла не происходило. Нагрев до 1350 °С и осадка на 1/3 высоты приводят образованию незначительных надрывов. Κ Авторы работы [3] считают, что в интервале 900...1300 °С рельсовая сталь, разлитая в слитки или на машине непрерывного литья заготовок, имеет удовлетворительную пластичность.

За последние 10 лет в технологии производства рельсов произошли значительные изменения. Освоены технологии производства рельсовой стали, микролегированной ванадием и азотом [4]. Разработаны ресурсо- и энергосберегающие режимы нагрева непрерывно-литых заготовок рельсовой электростали в методических печах с шагающими балками [5—8]. Определены рекомендуемые температурные интервалы нагрева и прокатки рельсовой стали. Однако эти рекомендации получены на основе теоретических расчетов или эмпириче-

C	S;	Mn V	Mn V		V	Cr.	N	N	Al	S	Р
C	51	19111	v	CI	IN		не более				
0,850,87	0,500,55	0,800,84	0,0750,08	0,400,45	0,012	0,003	0,025	0,025			
Примечание. В готовых рельсах допускаются отклонения по массовой доле элементов от нормы, %: ±0,02 C; ±0,02 Si;											
$\pm 0.05 \text{ Mn}; +0.02 \text{ V}; \pm 0.005 \text{ Cr}; +0.005 \text{ Al}; +0.005 \text{ S}; +0.005 \text{ P}.$											

1. Химический состав рельсовой электростали Э90ХАФ, % мас.

ских соотношений для сталей близкого химического состава. Для более детальной оценки пластичности рельсовой электростали текущего производства возникает актуальность проведения лабораторных исследований.

В данной работе проведены исследования высокотемпературной пластичности рельсовой электростали марки Э90ХАФ, химический состав которой представлен в табл. 1.

Изначально изучали распределение неметаллических включений по ГОСТ 1778—70 в образцах, вырезанных из трех зон (корковой ~20 мм от края НЛЗ, столбчатых кристаллов — 50...75 мм от края НЛЗ, центральной — 90...120 мм от края НЛЗ) непрерывно-литой заготовки (рис. 1).

В корковой зоне наблюдается незначительное количество оксидов точечных с максимальными размерами ~20 мкм (балл 1а) и нитридов алюминия с максимальными размерами ~30 мкм (балл 1б).

В зоне столбчатых кристаллов были обнаружены силикаты недеформирующиеся с максимальными размерами ~25...30 мкм (балл 2а) и оксиды точечные с размерами 8...10 мкм (балл 2а).

При исследовании центральной зоны НЛЗ рельсовой стали Э90ХАФ отмечается присутствие сульфидов с максимальной протяженностью ~70...80 мкм (балл 16, 1а), силикатов недеформирующихся с максимальными размерами ~40...45 мкм (балл 46) и оксидов точечных с размерами 8...10 мкм (балл 1а).



Рис. 1. Схема непрерывно-литой заготовки



Рис. 2. Схема образцов для испытаний на высокотемпературное кручение

После изучения неметаллических включений осуществляли высокотемпературное кручение образцов (рис. 2), вырезанных из трех зон НЛЗ стали Э90ХАФ, на установке (рис. 3) по следующей методике [9]: образец 11 устанавливается в пазы неподвижного 9 и вращающегося 7 валов, захваты которых находятся в печи сопротивления 2. Печь предварительно разогревается силитовыми нагревателями 5, находящимися на поду и крышке, до температуры испытаний. После загрузки проводится выдержка образцов в течение 10 мин. Электродвигателем 12 типа ПБСТ мощностью 2,3 кВт с тиристорным приводом ПТЗР приводится в движение вращающийся вал, частота вращения которого 60 об/мин. После излома образца с помощью груза 14, который привязан к фиксирующему винту неподвижного вала, размыкается контакт 13, останавливающий электродвигатель. Число оборотов до излома образца измерялось на механическом фиксаторе 6. Контроль температуры осуществлялся с помощью прибора "ОВЕН" ТРМ 138-Р-ИП с погрешностью измерений ±3 °С.

За предельную степень деформации металла до разрушения (критерий пластичности Λ_p) принята степень деформации сдвига [1]:

$$\Lambda_{\rm p} = (\pi d_0 Z)/l_0,$$

где d_0 , l_0 — рабочий диаметр и рабочая длина образца соответственно, мм; Z — число оборотов до разрушения.

Полученные результаты при исследовании корковой зоны показали, что с увеличением температуры от 900 до 950 °С критерий пластичности возрастает, после чего до температуры



Рис. 3. Схема установки для исследования высокотемпературной пластичности металлов и сплавов:

1 — трансформатор; 2 — печь; 3 — стопорный винт; 4 — корпус для неподвижного вала; 5 — силитовые нагреватели; 6 — фиксатор количества оборотов; 7 — вращающийся вал; 8 — огнеупорное уплотнение; 9 — неподвижный вал; 10 — винт-гайка; 11 — образец; 12 — электродвигатель; 13 — размыкающий контакт; 14 — груз

1050 °С показатели практически не изменяются. Максимальное значение степени деформации сдвига наблюдается при температуре 1100 °С, дальнейшее увеличение температуры приводит к снижению критерия пластичности (рис. 4).

Данные, полученные в результате эксперимента на высокотемпературное кручение образцов, вырезанных из зоны столбчатых кристаллов НЛЗ рельсовой стали Э90ХАФ, показали, что критерий пластичности плавно возрастает до температуры 950 °С, затем показатели практически не изменяются до 1050 °С, после чего происходит увеличение критерия пластичности с максимумом при 1100 °С, дальнейшее повышение температуры снижает степень деформации сдвига (см. рис. 4).

Зависимость степени деформации сдвига от температуры центральной зоны НЛЗ ста-



Рис. 4. Зависимость степени деформации сдвига от температуры испытаний на высокотемпературное кручение зон НЛЗ стали Э90ХАФ

ли Э90ХАФ такая же, как и в двух предыдущих зонах, за исключением значений, которые оказались ниже (см. рис. 4).

При исследовании всех трех зон НЛЗ стали Э90ХАФ максимальные значения критерия пластичности наблюдаются в корковой зоне, а минимальные — в центральной зоне. Степень деформации сдвига во всех зонах НЛЗ максимальна при температуре 1100 °С.

Исследования высокотемпературной пластичности показали, что наиболее значимыми являются образцы после испытаний на кручение при температурах 950; 1050; 1100 и 1200 °C.

Результаты металлографических исследований после высокотемпературного кручения приведены в табл. 2.

Температура испытаний, °С	Зона НЛЗ	Средний диаметр зерна, мм	Глубина обезуглероженного слоя + глубина формирования видманштеттовой структуры, мм		
	Корковая	0,041*0,031	0,2130,225		
950	Столбчатых кристаллов	0,0410,031	0,2130,238		
	Центральная	0,0600,041	0,2250,250		
1050	Корковая	0,0600,041	0,4000,413		
	Столбчатых кристаллов	0,0600,041	0,4130,438		
	Центральная	0,0410,060	0,3630,400		
1100	Корковая	0,0880,060	0,4630,488		
	Столбчатых кристаллов	0,0600,088	0,4380,475		
	Центральная	0,0600,088	0,4750,500		
1200	Корковая	0,1770,088	0,7751,013		
	Столбчатых кристаллов	0,1770,250	1,0881,125		
	Центральная	0,1770,250	0,8750,913		
* Первое число среднего диаметра зерна — преобладание зерна по количеству в структуре.					

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2a, 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 15.03.2016. Подписано в печать 28.04.2016. Формат 60 × 88 1/8.
 Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

В целом наблюдается увеличение размеров зерна с повышением температуры испытаний. Аналогичная тенденция отмечается и с глубиной обезуглероженного слоя и глубиной формирования видманштеттовой структуры.

Таким образом, сталь Э90ХАФ имеет достаточно высокую пластичность в температурном интервале 900...1200 °С с максимумом при 1100 °С, в связи с этим при назначении температурных режимов нагрева и режимов обжатий интенсивную деформацию металла рекомендуется проводить в области температур, близких к 1100 °С. Максимальную пластичность имеет металл корковой зоны, минимальную — центральной зоны. Низкая пластичность центральной зоны связана с большим содержанием неметаллических включений, пор данной зоны металла. Подобная тенденция наблюдается в рельсовых сталях марок Э76Ф и Э76ХФ [9, 10].

Выводы

1. Установлена температура максимальной пластичности различных зон непрерывнолитого слитка, равная 1100 °С, поэтому рекомендуемая температура начала прокатки рельсов из электростали марки Э90ХАФ составляет 1100 °С.

2. Максимальные значения степени деформации сдвига (критерия пластичности) при всех температурах испытаний наблюдаются в корковой зоне НЛЗ, минимальные — в центральной зоне.

3. Наибольшее количество неметаллических включений (по размерам и видам) выявлено в центральной зоне, что подтверждает наименьшую пластичность данной зоны.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Перетятько В.Н., Темлянцев М.В., Филиппова М.В. Развитие теории и практики металлургических технологий. Т. 2. Пластичность и разрушение стали в процессах нагрева и обработки давлением. М.: Теплотехник, 2010. 352 с. 2. Ворожищев В.И. Состав и технология производства рельсов повышенной работоспособности. Новокузнецк: Новокузнецкий полиграфический комбинат, 2008. 351 с.

3. **Исследование** технологической пластичности рельсовой стали, разлитой в изложницы и на установке непрерывной разливки / Е.Р. Браунштейн, Т.П. Гуляева, В.С. Стариков, Н.М Сорокин // Актуальные проблемы материаловедения в металлургии: сб. тез. докл. Ново-кузнецк: Изд-во СибГГМА, 1997. С. 180.

4. Козырев Н.А. Железнодорожные рельсы из электростали. Новокузнецк: ЕвразХолдинг, 2006. 387 с.

5. Перспективные технологии тепловой и термической обработки в производстве рельсов / В.В. Павлов, М.В. Темлянцев, Л.В. Корнева, А.Ю Сюсюкин. М.: Теплотехник, 2007. 280 с.

6. Темлянцев М.В., Гаврилов В.В., Корнева Л.В. и др. Нагрев под прокатку непрерывно-литых заготовок рельсовой электростали // Известия вузов. Черная металлургия. 2005. № 6. С. 51—53.

7. О выборе температурных режимов нагрева под прокатку непрерывно литых заготовок рельсовой электростали / М.В. Темлянцев, В.В. Гаврилов, Л.В. Корнева, Л.Т. Кожеурова // Известия вузов. Черная металлургия. 2005. № 12. С. 47—49.

8. Разработка технологии нагрева рельсовых заготовок в методической печи с шагающими балками / М.В. Темлянцев, Е.А. Колотов, А.Ю. Сюсюкин, В.В. Гаврилов // Сталь. 2006. № 12. С. 33–35.

9. Симачёв А.С., Темлянцев М.В., Осколкова Т.Н. и др. Исследование высокотемпературной пластичности зон кристаллизации непрерывно-литых заготовок рельсовой стали Э76Ф // Известия вузов. Черная металлургия. 2014. Т. 57. № 10. С. 33—37.

10. Симачёв А.С., Темлянцев М.В., Волков К.В. и др. Исследование высокотемпературной пластичности рельсовой стали марки Э76ХФ // Вестник горнометаллургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии: сб. науч. тр. Москва—Новокузнецк. 2014. Вып. 33. С. 78—82.

Артём Сергеевич Симачёв; Михаил Викторович Темлянцев, д-р техн. наук; Татьяна Николаевна Осколкова, канд. техн. наук, oskolkova@kuz.ru; Егор Владимирович Полевой;

Алексей Валерьевич Головатенко