

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

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

**Зам. главного
редактора**
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЛАНТЕР М.С., д.ф.-м.н., проф.
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.
КОБЕРНИК Н.В., д.т.н., доц.
КОРОТЧЕНКО А.Ю., д.т.н., доц.
КОТЕНКО 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 Ю.А., д.т.н., доц.
ЛАРИН С.Н., д.т.н., доц.
МОНАСТЫРСКИЙ В.П., д.т.н.
МОРОЗ Б.С., д.т.н., проф.
МУРАТОВ В.С., д.т.н., проф.
НУРАЛИЕВ Ф.А., к.т.н., доц.
ОВЧИННИКОВ В.В., д.т.н., проф.
ПЛОХИХ А.И., к.т.н., доц.
ПОВАРОВА К.Б., д.т.н., проф.
ПОЛЕТАЕВ В.А., д.т.н., проф.
ТРЕГУБОВ В.И., д.т.н., проф.
ШАТУЛЬСКИЙ А.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.
ОЛУНД Э., Dr. Ir.
ТУТМАН Т., Dr. Yur.

**Ответственные
за подготовку и выпуск
номера:**
СЕРИКОВА Е.А.
ОРЛОВА А.В.

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

За содержание рекламных
материалов ответственность
несет рекламодатель

Журнал распространяется
по подписке, которую можно
оформить в любом почтовом
отделении (индекс по каталогу
"Пресса России" 39205)
или непосредственно
в издательстве.

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

- Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Упруговязкопластическая модель расплава АК9 и опыт ее применения в программе FLOW 3D 243
- Овчинников В.В., Растопчин Р.Н., Андреева Л.П.** Влияние легирования скандием присадочной проволоки на свойства сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов 248

Кузнечно-штамповочное производство

- Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Повышение рациональности применения холодного выдавливания при производстве деталей типа стальных глубоких стаканов 258
- Власов А.В., Кривенко Д.В., Стебунов С.А., Биба Н.В., Дюжев А.М.** Проектирование предварительных переходов при осевой горячей объемной штамповке методом изотермических поверхностей. Часть 2. Особенности применения метода изотермических поверхностей для сложных поковок 268

Прокатно-волочильное производство

- Обзор патентов по прокатно-волочильному производству** 273

Материаловедение и новые материалы

- Гадалов В.Н., Губанов О.М., Алымов Д.С., Филонович А.В., Ворначева И.В.** Разработка технологии производства и термическая обработка порошкового титанового сплава Ti6,1Al5,4V1,8Sn 276

Информация

- Муратов В.С., Казаков М.С.** Влияние технологических режимов изготовления штампованных заготовок на прочностные свойства деталей ракетно-космической техники 281

Журнал входит в перечень утвержденных ВАК РФ изданий для публикации трудов соискателей ученых степеней по группам научных специальностей: 05.02.09 — Технологии и машины обработки давлением; 05.02.10 — Сварка, родственные процессы и технологии; 05.04.11 — Атомное реакторостроение, машины, агрегаты и технологии материалов атомной промышленности; 05.16.01 — Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов; 05.16.04 — Литейное производство; 05.16.05 — Обработка металлов давлением; 05.16.06 — Порошковая металлургия и композиционные материалы; 05.16.08 — Нанотехнологии и наноматериалы и в базу данных Chemical Abstracts

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.

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

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

Editorial Assistant
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee
BLANTER M.S.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
ERSHOV M.Yu.
KASATKIN N.I.
KIDALOV N.A.
KOBERNIK N.V.
KOROTCHENKO A.Yu.
KOTENOK V.I.
KOSHELEV O.S.
KRUK A.T.
KUKHAR' V.D.
LAVRINENKO Yu.A.
LARIN S.N.
MONASTYRSKY V.P.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NURALIEV F.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PLOKHIKH A.I.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
TREGUBOV V.I.
SHATUL'SKY A.A.
SHPUN'KIN N.F.
YAMPOL'SKY V.M.
BAST Yu.
ÖHLUND E.
TUTMANN T.

This issue prepared with
assistance of specialists:
SERIKOVA E.A.
ORLOVA A.V.

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

An advertiser is responsible for
the promotional materials

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

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

CONTENTS

Foundry and Welding Productions

- Zarubina O.A., Zarubin A.M. Elastoviscoplastic model of AK9 melt and experience of its application in FLOW 3D program 243
Ovchinnikov V.V., Rastopchin R.N., Andreeva L.P. Effect of scandium alloying of filling wire on properties of welded joints of high-strength aluminum alloys 248

Forging and Stamping Production

- Dmitriev A.M., Korobova N.V. Increasing in rationality of using of cold extrusion in production of parts such as steel deep glasses 258
Vlasov A.V., Krivenko D.V., Stebunov S.A., Biba N.V., Dyuzhev A.M. Preform design in axial hot closed die forging by isothermal surface method. Part 2. Application of isothermal surfaces method for complex shape forgings 268

Rolling and Drawing Production

- Review of patents for rolling and drawing production 273

Physical Metallurgy and New Materials

- Gadalov V.N., Gubanov O.M., Alymov D.S., Filonovich A.V., Vornacheva I.V. Development of technology for production and heat treatment of powder titanium Ti6,1Al5,4V1,8Sn alloy 276

Information

- Muratov V.S., Kazakov M.S. Effect of technological modes of stampings on strength properties of rocket and space equipment parts 281

Journal is included into the list of the Higher Examination Board for publishing of competitors for the academic degrees theses in groups of scientific specialties: 05.02.09 — technologies and forming machines; 05.02.10 — welding, related processes and technologies; 05.04.11 — nuclear reactor engineering, machines, units and materials technology of nuclear industry; 05.16.01 — physical metallurgy and heat treatment of metals and alloys; 05.16.04 — foundry; 05.16.05 — plastic metal forming; 05.16.06 — powder metallurgy and composite materials; 05.16.08 — nanotechnologies and in Chemical Abstracts database

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



УДК 621.74.043 (031)

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-6-243-247

О.А. Зарубина, А.М. Зарубин

(Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана)

Упруговязкопластическая модель расплава АК9 и опыт ее применения в программе FLOW 3D

Определены реологические характеристики упруговязкопластической модели Ньютона—Прандтля $N|P$ для сплава АК9 методом подбора по результатам моделирования заливки стандартной спиральной пробы на жидкотекучесть в программе FLOW 3D. Показана возможность прогнозирования дефектов неполного заполнения литейной формы и других дефектов путем цифровой заливки формы и использования модели $N|P$ с установленными реологическими характеристиками.

Ключевые слова: дефекты отливок; заполнение литейной формы; интервал кристаллизации; модель расплава; остановка потока; пластичность; проба на жидкотекучесть; программа FLOW 3D; реология.

The rheological characteristics of elastoviscoplastic Newton—Prandtl $N|P$ model for the AK9 alloy are determined by the fitting method based on the modeling results of the fluidity spiral test pouring in the FLOW 3D program. It is shown that it is possible to predict defects incomplete filling of the casting mould and other defects by means of digital casting of the mould and using of the $N|P$ model with the established rheological characteristics.

Keywords: casting defects; mould filling; crystallization interval; melt model; stopping of flow; plasticity; fluidity test; FLOW 3D software; rheology.

Использование современных численных способов решения задач, связанных с заполнением литейных форм и образованием дефектов в отливках, невозможно без применения соответствующей реологической модели расплава. В программе FLOW 3D предусмотрена возможность моделирования течения расплавов при постоянной вязкости ($\eta = \text{const}$), заданной для некоторых сплавов в библиотеке программы и назначаемой пользователем в зависимости от температуры заливки расплава ($\eta = \eta_{\text{зал}} = \text{const}$), либо от текущей его температуры ($\eta = f(T)$).

Когда процессы кристаллизации расплава начинают проявляться до завершения заполнения рабочей полости формы, а сплав может приобретать в том числе и пластические свойства для оценки вероятности появления дефектов, например, неполного заполнения формы, чаще всего возникает необходимость в применении более сложной реологической модели. Такая модель, в которой выполне-

но параллельное соединение тел Ньютона и Прандтля (модель $N|P$), во FLOW 3D также предусмотрена. При выборе этой модели расплава за пользователем остается назначение ее реологических характеристик.

Наиболее отчетливо влияние низких температур на дефекты неполного заполнения литейной формы из материалов с высокой теплопроводностью проявляется при ее гравитационной заливке. Примером таких форм могут служить графитовые формы и кокили.

Известно, что в интервале температур ликвидуса и солидуса $T_L...T_S$ реологические характеристики сплава зависят не только от температуры, но и от состояния его структуры, т.е. от того, какое разрушение она претерпела в той или иной области движущегося потока. Если структура полностью разрушена, то у сплава проявляются в основном только вязкие свойства, а если она не разрушена, то расплав обладает всем набором реологических характе-

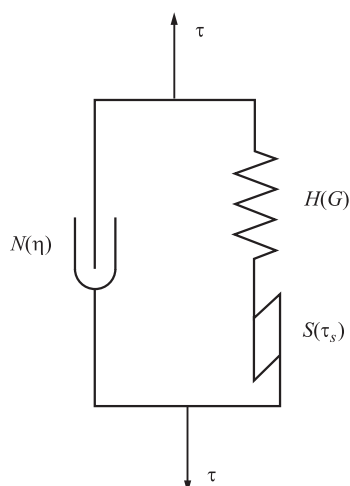


Рис. 1. Реологическая модель упруговязкопластического тела $N|P$, реализованная в программе FLOW 3D:

$N(\eta)$ — тело Ньютона; $H(G)$ — тело Гука; $S(\tau_s)$ — тело Сен-Венана

ристик [1, 2]. Все это может наблюдаться при одной и той же температуре расплава.

Таким образом, для применения модели $N|P$ (рис. 1) в программе FLOW 3D необходимы данные о реологических характеристиках расплава. Такие сведения для конкретных сплавов чаще всего отсутствуют или ограничены и известны для некоторых сплавов в узком температурном диапазоне.

При изготовлении нагруженных отливок для электротехнической и других отраслей промышленности широко применяют силумины и, в частности, сплав АК9. Это послужило одной из основных причин выбора данного материала в качестве объекта исследования.

Зависимость коэффициента динамической вязкости сплава АК9 от температуры установлена в результате анализа данных работ [2, 3], согласно которым этот коэффициент чистого алюминия и его сплавов резко увеличивается при приближении к температуре кристаллизации. Во внимание также приняты данные Ф. Занга [4], а также исследования Е.Г. Швидковского о коэффициенте динамической вязкости сплава АК9 при температуре выше T_L [5] (рис. 2).

Модуль упругого последействия G принят равным модулю упругого последействия G_2 , установленному Л.П. Каширцевым (рис. 3) в работе [6].

Значение пластичности (предельного напряжения сдвига τ_s) сплава АК9, при котором происходит остановка потока, установлено численными экспериментами по заливке стан-

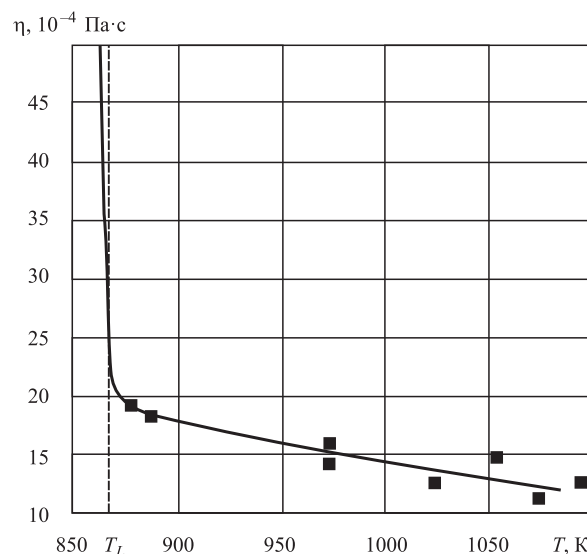


Рис. 2. Зависимость коэффициента динамической вязкости η от температуры T для сплава АК9 [2–5]

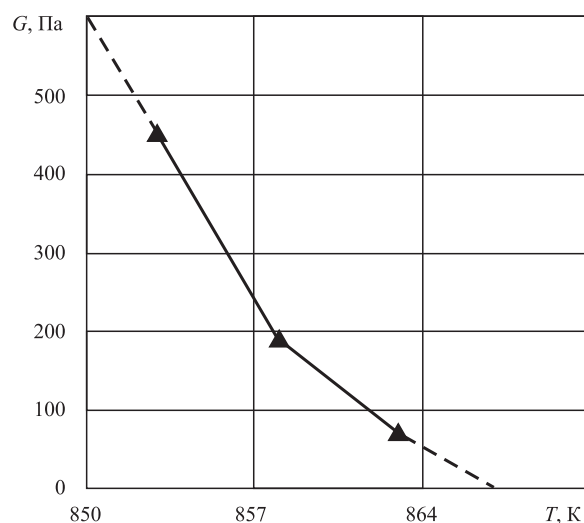


Рис. 3. Зависимость модуля упругого последействия G сплава АК9 от температуры T [6]

дартной спиральной пробы на жидкотекучесть. Методика проведения и технологические параметры этих экспериментов соответствовали ГОСТ 16438—70.

При определении пластических свойств расплава приняты следующие допущения:

- температура начала проявления пластических свойств соответствует 15 % доли твердой фазы;

- зависимость $\tau_s = f(T)$ носит линейный характер;

- остановка потока происходит при температуре $T_{оп}$, соответствующей 20 % доли твердой фазы (остановка сплава АК9 в спиральной пробе

на жидкотекучесть при заливке в кокиль, по данным М.Б. Альтмана, происходит на длине 0,80 м).

Обработку результатов проводили следующим образом. В поперечном сечении спирального измерительного канала (рис. 4) фиксировали максимальную скорость $v_{H \max}$ расплава (рис. 5) и его температуру T_H на носике потока.

Затем было получено распределение скорости $v_{H \max}$ (рис. 6) и температуры T_H (рис. 7) по длине заливаемой пробы.

Как видно из рис. 7, снятие перегрева расплава происходит на длине $l \approx 0,640$ м залитого измерительного канала. При $l \approx 0,735$ м начинают проявляться пластические свойства расплава, что снижает скорость его продвижения по измерительному каналу спиральной пробы (см. рис. 6, кривая 1).

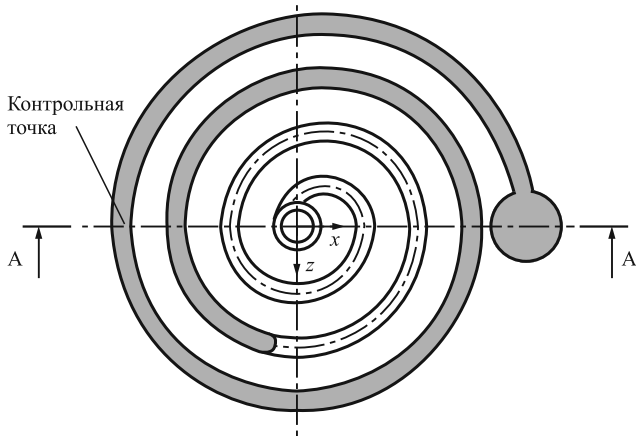


Рис. 4. Схема замера скорости течения расплава

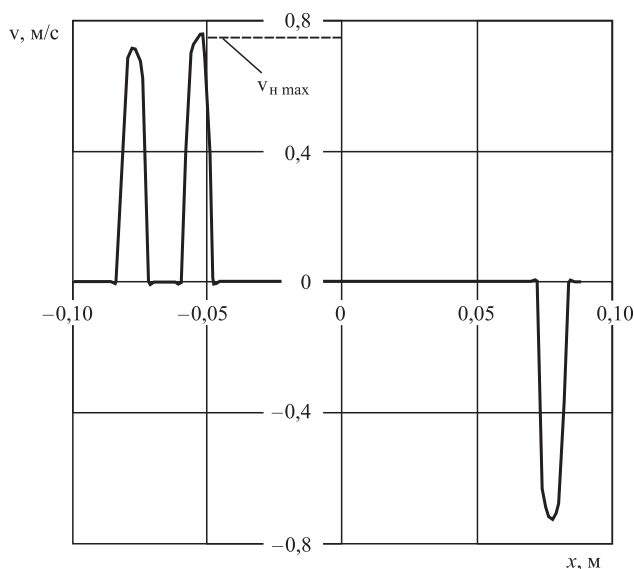


Рис. 5. Распределение скорости расплава в сечении А-А измерительного участка пробы

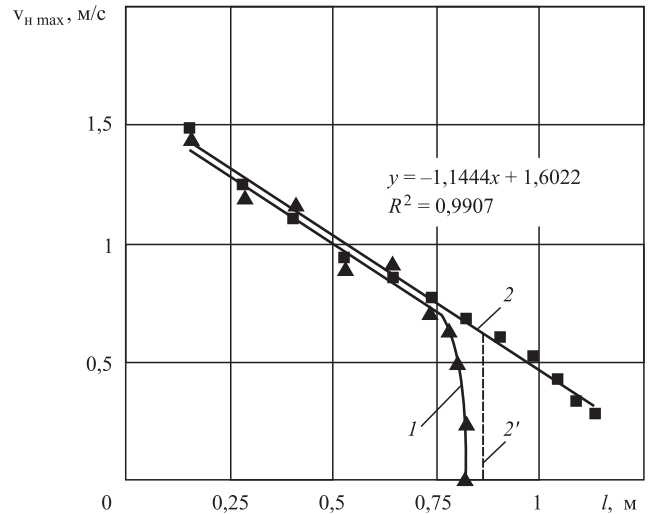


Рис. 6. Изменение скорости $v_{H \max}$ на носике потока по мере заполнения пробы на жидкотекучесть:

1 — упруговязкопластическая модель $N|P$; 2 — модель с $\eta = f(T)$; 2' — остановка потока при содержании 20% твердой фазы; l — текущая длина заполненного участка канала

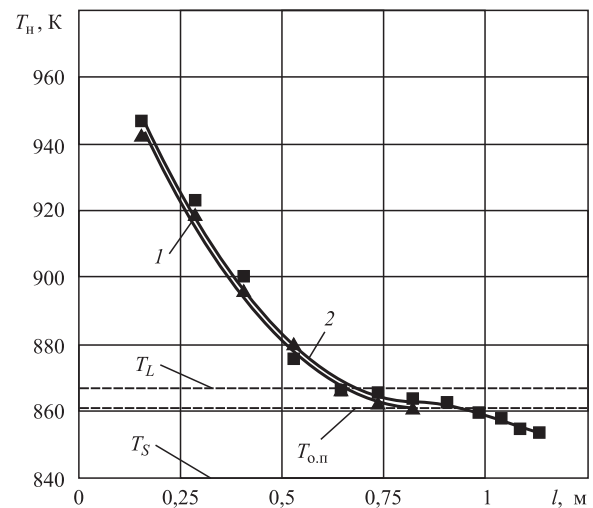


Рис. 7. Изменение температуры T_H на носике потока при заполнении пробы на жидкотекучесть:

1 — упруговязкопластическая модель $N|P$; 2 — модель с $\eta = f(T)$

Методом подбора было установлено значение предела текучести τ_s при температуре $T_{o.п}$ ($\tau_{s, o.п} = 200$ Па), при котором остановка потока происходила на длине $\sim 0,80$ м.

Численные эксперименты по заливке форм для фасонных силуминовых отливок показали, что использование модели $N|P$ требует значительных вычислительных ресурсов. Продолжительность расчетов по сравнению с расчетами, выполненными с использованием модели с переменной, зависящей от текущей

температуры расплава вязкостью $\eta = f(T)$, может увеличиться более чем в 3 раза [7]. Для снижения продолжительности расчетов влияние упругопластических характеристик расплава заменили предусмотренной в программе FLOW 3D принудительной остановкой потока при достижении на носике потока содержания 20 % твердой фазы (см. рис. 6, кривая 2').

Для сравнительного анализа на рис. 8 приведено изменение скорости расплава в контрольной точке измерительного канала (см. рис. 4) при использовании модели $N|P$ и модели с $\eta = f(T)$. Видно, что существенные отличия в этих зависимостях наблюдаются при завершении формирования пробы, т.е. при температуре расплава на носике потока ниже T_L . Следовательно, при решении задач, связанных с неполным заполнением формы для фасонных отливок, использование второй модели может приводить к существенным погрешностям.

Ранее выполненные исследования [7, 8] также показывают, что в случае моделирования поведения расплава в интервале кристаллизации использование модели $N|P$ способствует получению результатов, в большей степени соответствующих физическим представлениям о процессе.

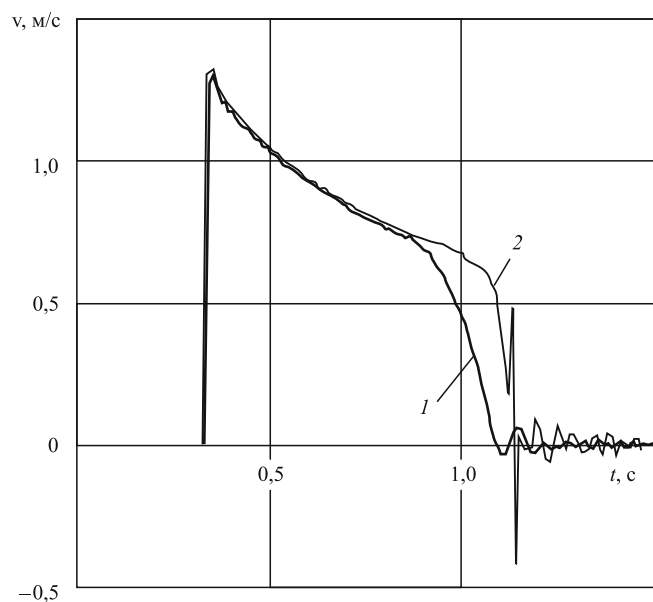


Рис. 8. Изменение скорости расплава в контрольной точке при заполнении пробы:

1 — упруговязкопластическая модель; 2 — модель с переменной вязкостью

При установлении закономерности влияния температуры заливки $T_{\text{зал}}$ расплава на загрязненность отливки оксидными включениями численные эксперименты показали разницу в результатах, полученных при $T_{\text{зал}} = 873$ К и использовании моделей $\eta = f(T)$ и $N|P$ более 40 % [7].

При оценке влияния температуры заливки на скорость в восходящих потоках моделирование с учетом упругих и пластических характеристик расплава дает разницу по сравнению с расчетом на вязкой модели ~10 % при перегреве расплава перед заливкой на 50...70 К и около 20 % при 10...20 К [8].

При решении некоторых задач литейной технологии, например, значительных размерах отливок или их разностенности (наличие ребер, тонких элементов рельефа поверхности, каналов литниковой системы с небольшими проходными сечениями и другими особенностями геометрии) использование модели $N|P$ позволяет осуществить более точное прогнозирование вероятности образования неслитин (рис. 9, а, см. обложку) и других дефектов неполного заполнения формы.

Учитывая особенности конструкции отливки "поршень" и использованной литниковой системы, для иллюстрации вероятности образования дефекта температура заливки $T_{\text{зал}}$ расплава принята равной 870 К при использовании модели $N|P$ и в расчетах по вязкой модели $\eta = f(T)$ (рис. 9, б, см. обложку). При этом последний результат моделирования, даже при такой низкой температуре заливки расплава, не дает оснований для вывода о высокой вероятности неполного заполнения формы.

Результаты приведенных исследований использованы авторами статьи при разработке технологических процессов изготовления нагруженных силуминовых деталей и заготовок литьем в кокиль [7, 8].

Закключение. Использование модели $N|P$ показало, что со снижением температуры заливки $T_{\text{зал}}$ кокиля силумином АК9 (см. рис. 9, а) происходят ожидаемое более продолжительное ($t = 3,9$ с) заполнение кокиля, чем при использовании модели с переменной вязкостью ($\eta = f(T)$) расплава (см. рис. 9, б, $t = 2,9$ с), и уменьшение циркуляции расплава внутри потока, что снижает вероятность образования и нежелательного перераспределения оксидов по объему отливки [8].

Для сокращения продолжительности численных экспериментов и сохранения их достоверности модель расплава с переменной, зависящей от его температуры, вязкостью ($\eta = f(T)$) можно использовать при условии, когда кристаллизация отливки начинается после полного заполнения рабочей полости формы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Баландин Г.Ф., Каширцев Л.П.** Реологическое исследование трещиностойкости отливок во время их затвердевания // *Литейное производство*. 1978. № 1. С. 5—8.
2. **Чуркин Б.С.** Теория литейных процессов: учебник / под ред. Э.Б. Гофмана. Екатеринбург: Изд-во РГППУ, 2006. 454 с.
3. **Jones W.R.D., Bartlett W.L.** The Viscosity of Aluminium and Binary Aluminium Alloys // *J. Inst. Metals*. 1952. 81 (11). P. 145—152.
4. **Zhang F. et al.** Modeling of the viscosity in the Al—Cu—Mg—Si system: Database construction //

CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2015. (49). P. 79—86.

5. **Швидковский Е.Г.** Некоторые вопросы вязкости расплавленных металлов. М.: Гос. изд-во техн.-теорет. лит., 1955. 206 с.

6. **Баландин Г.Ф.** Основы теории формирования отливки. В 2 ч. Ч. 2. Формирование макроскопического строения отливки: учебное пособие для машиностроительных вузов по специальности "Машины и технология литейного производства". М.: Машиностроение, 1979. 335 с.

7. **Зарубина О.А.** Оптимальное использование программы FLOW 3D для решения задач литейной технологии // *Литейное производство*. 2020. № 11. С. 19—22.

8. **Зарубина О.А., Зарубин А.М.** Прогнозирование содержания оксидов и пористости в отливках из алюминиевых сплавов // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2020. Т. 18. № 5. С. 195—198.

*Ольга Александровна Зарубина;
Александр Михайлович Зарубин, канд. техн. наук,
zarubinam@bmstu.ru*



ИЗДАТЕЛЬСТВО «ИННОВАЦИОННОЕ МАШИНОСТРОЕНИЕ»



СПРАВОЧНИК ТЕХНОЛОГА

Под общей редакцией А.Г. Сулова

Цена 9500 руб.

2019 г. 800 с.

За последние 40 лет впервые издан совершенно новый Справочник технолога. В его написании приняли участие 69 докторов и кандидатов технических наук из 17 регионов Российской Федерации. В книге приведен справочный материал, необходимый технологу при разработке технологических процессов изготовления деталей и сборки узлов. Последовательность изложения справочного материала соответствует методологии технологической подготовки производства. Изложен справочный материал по производству заготовок, назначению припусков, базированию, технологическим способам обработки заготовок, обеспечению качества деталей и сборочных единиц, методике разработки технологических процессов, обработке заготовок, в том числе на станках с ЧПУ и обрабатывающих центрах, и сборке изделий машиностроения и авиадвигателестроения.

Приведена нормализованная технологическая документация для разработки технологических процессов. Впервые изложена методология технологической подготовки цифровых производств.

Для инженерно-технических работников промышленных предприятий, студентов, аспирантов и преподавателей технических вузов.

ПРИБРЕСТИ КНИГУ ПО ЦЕНЕ ИЗДАТЕЛЯ МОЖНО, ПРИСЛАВ ЗАЯВКУ

по e-mail: realiz@mashin.ru

Дополнительная информация по телефону (495) 785-60-69 и на сайте WWW.MASHIN.RU

В.В. Овчинников, Р.Н. Растопчин, Л.П. Андреева
(Московский политехнический университет)

Влияние легирования скандием присадочной проволоки на свойства сварных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов

Приведены результаты исследования влияния легирования скандием присадочных проволок типа SvAMg4 и SvAMg63 на структуру и механические свойства сварных соединений листов и плит сплава 1420 при механизированной однопроходной и ручной многопроходной сварке. Показано, что введение скандия в количестве 0,17...0,25 % в присадочные проволоки SvAMg4 и SvAMg63 способствует снижению коэффициента трещинообразования и существенному увеличению критической скорости деформации образца при сварке по пробе МВТУ. Количество микрорыхлот и место их расположения при многопроходной сварке плит сплава 1420 зависят от содержания магния в присадочной проволоке. Легирование присадочных проволок SvAMg4 и SvAMg63 скандием способствует повышению предела прочности сварного соединения и металла шва.

Ключевые слова: аргодуговая сварка; алюминиевые сплавы системы Al—Mg—Li; присадочная проволока; скандий; микроструктура; механические свойства.

The results of the effect of scandium alloying of additive wires such as SvAMg4 and SvAMg63 on the structure and mechanical properties of welded joints of sheets and plates of 1420 alloy in mechanized single-passing and manual multi-pass welding are presented. It is shown that the introduction of 0.17...0.25 % scandium in the SvAMg4 and SvAMg63 filling wires contributes to decrease in the cracking rate and significant increase in the critical rate of deformation of the sample during welding on the MVTU sample. The level of microporosities and their location in multi-pass welding of plates of 1420 alloy depend on the magnesium content in the filling wire. The alloying of the SvAMg4 and SvAMg63 filling wires by scandium increases the ultimate strength of both the welding joint as whole and the weld metal.

Keywords: argon-arc welding; Al—Mg—Li system alloys; filling wire; scandium; microstructure; mechanical properties.

Введение. При сварке плавлением высокопрочных алюминиевых сплавов актуальными проблемами являются уменьшение вероятности образования грубых скоплений микрорыхлот в зоне сплавления и повышение уровня прочности, пластичности и вязкости сварных соединений. Решение указанных проблем в рациональном легировании присадочного металла. Для сплавов системы Al—Mg—Li на механические свойства сварных соединений наибольшее влияние оказывает содержание в присадочном металле магния и эффективных модификаторов.

В ряде исследований [1—5] была показана эффективность легирования алюминиевых сплавов переходными металлами, которые влияют на кинетику распада твердого раствора и таким образом изменять структуру сплава, его механические, коррозионные и технологические свойства.

Одно из перспективных направлений улучшения механических свойств алюминиевых сплавов магниевой группы — легирование

скандием. Введение в сплав Al—6,5 % Mg примерно 0,30...0,35 % Sc позволяет повысить его прочность от 300 до 450 МПа при сохранении относительного удлинения на уровне 14...15 % [6].

При создании новых сплавов всегда проводятся исследования, направленные на оптимизацию количества модифицирующих добавок, вводимых в сплав. Особенно актуальны такие исследования при использовании скандия, так как его введение в алюминиевые сплавы повышает их стоимость в 5—10 раз. Поэтому более рациональным является введение скандия в присадочный материал [5].

Цель работы — исследование особенностей легирования металла шва скандием при сварке плавлением сварных соединений высокопрочного алюминиевого сплава 1420 системы Al—Mg—Li.

Методика проведения исследований. Были изготовлены присадочные проволоки на базе

1. Химический состав присадочных проволок, % мас.

| Присадочная проволока | Mg | Mn | Zr | Sc | Cr | Ti |
|-----------------------|------|------|------|------|------|------|
| СвАМг63 | 6,1 | 0,63 | 0,22 | — | — | — |
| СвАМг63—Sc | 6,25 | 0,58 | 0,23 | 0,19 | 0,13 | 0,12 |
| СвАМг4 | 4,63 | 0,61 | — | — | 0,15 | 0,11 |
| СвАМг4—Sc | 4,13 | 0,53 | | 0,20 | 0,14 | 0,13 |

проволок СвАМг4 и СвАМг63 с дополнительным легированием скандием, химический состав которых приведен в табл. 1.

Методика испытаний предусматривала механизированную аргонодуговую сварку технологических проб типа "рыбий скелет" и определение критической скорости деформирования.

Стыковые соединения листов сплава 1420 толщиной 4 мм выполняли на переменном синусоидальном токе от источника питания ESAB Heliarc 353i AC/DC. Ток составил 200...210 А при скорости сварки 12 м/ч.

Подготовку свариваемых кромок и присадочной проволоки перед сваркой осуществляли по стандартной технологии, включающей в себя химическое травление основного металла с удалением поверхностного слоя толщиной 0,15...0,22 мм. Для защиты металла от окисления с обратной стороны шва применяли подкладку из коррозионно-стойкой стали с формирующей канавкой, в которую подавали аргон с расходом 4...6 дм³/мин.

Аргонодуговую сварку стыковых соединений плит толщиной 25 мм выполняли ручной аргонодуговой сваркой с V-образной подготовкой свариваемых кромок с углом раскрытия 80° и притуплением 2,0 мм. Разделку заполняли продольными валиками при числе слоев, необходимых для полного заполнения разделки, 10...12. Режимы сварки каждого валика и очередность их наложения выбирали таким образом, чтобы предотвратить перегрев металла в зоне сплавления валиков между собой и с основным металлом. При переходе от слоя к слою поверхность валиков зачищали металлической вращающейся щеткой из коррозионно-стойкой стали.

Присадочные проволоки диаметром 2,0 мм для механизированной и 3,0 мм для ручной сварки изготавливали протяжкой через алмазные фильеры (скальпирование поверхностного слоя) и имели зеркальную поверхность, что ис-

ключало необходимость в химическом травлении проволоки.

Сварные соединения после сварки подвергали рентгеновскому просвечиванию.

Механические свойства соединений листов и плиты определяли на стандартных образцах в соответствии с ГОСТ 6996—66. Предел прочности сварных соединений листов определяли на образцах с выпуклостью шва с лицевой стороны и удаленным проплавом, а также на образцах с зачищенными выпуклостью и проплавом шва.

Размеры сечения образцов для определения угла изгиба сварного соединения 4×10 мм.

Предел прочности стыковых соединений плит определяли при испытании на растяжение стандартных круглых образцов с диаметром рабочей части 10 мм. Ударную вязкость определяли на образцах сечением 10×10 мм с надрезом радиусом 0,25 мм и глубиной 2 мм по металлу шва и зоне сплавления.

Для выявления природы дефектов кристаллизационного происхождения, которые периодически возникают в зоне сплавления основного и присадочного металлов, проведен термический анализ процесса плавление—кристаллизация при скорости нагрева и охлаждения 75 °С/мин, а также фрактографический анализ поверхностей изломов по участку расположения дефектов с помощью растрового электронного микроскопа. В исследованиях применяли электронный микроскоп EVO-50 фирмы Carl Zeiss.

Результаты исследований и их обсуждение. При сварке механизированным и ручным способами стыковых соединений горячие и холодные трещины в металле шва и в зоне сплавления отсутствовали. В зонах термического влияния и на границе сплавления шва с основным металлом наблюдали скопления микрорыхлот, которые обусловлены исходной структурой свариваемых полуфабрикатов и составом присадочного металла.

В структуре плит наряду с мелкодисперсными выделениями вторичных фаз содержатся строчечные выделения интерметаллидов. В структуре листов такие выделения более дисперсны.

Скопления микрорыхлот формируются в зоне твердого состояния свариваемого материала и переходят на границу сплавления с металлом шва. В зависимости от соотношения температур затвердевания основного и присадочного металлов количество таких рыхлот в зоне сплавления может существенно варьироваться. В стыковых соединениях плит сплава 1420 при ручной дуговой сварке с присадочной проволокой СвАМг3 наблюдаются более грубые несплошности, чем в случае применения присадочных проволок с более низкой температурой плавления (СвАМг8, СвАМг63, СвАМг5 и СвАМг4) (рис. 1).

Повышение содержания магния в присадочном металле приводит к увеличению рассеянной микрорыхлоты во всем объеме шва и осо-

бенно в местах перекрытия валиков наплавляемого металла при многопроходной сварке, что отрицательно влияет на механические свойства соединения. Наличие скандия в присадочных проволоках СвАМг4 и СвАМг63 не оказало заметного влияния на плотность сварных соединений по сравнению с аналогичными присадочными проволоками без скандия (рис. 2), в то время как увеличение содержания магния в них от 4,5 до 6 % обеспечивает плотную структуру соединения на границе сплавления и в центральной части шва.

Оптимальное содержание магния в присадочной проволоке не более 6...6,5 %, о чем свидетельствуют результаты испытаний образцов сварных соединений на нагрев при температуре выше солидуса (тепловая проба) (рис. 3). При содержании магния в присадочной проволоке более 6,5 % в зоне сплавления, включая участки твердого состояния основного металла, формируется слой сплава с повышенным суммарным содержанием основных легирующих

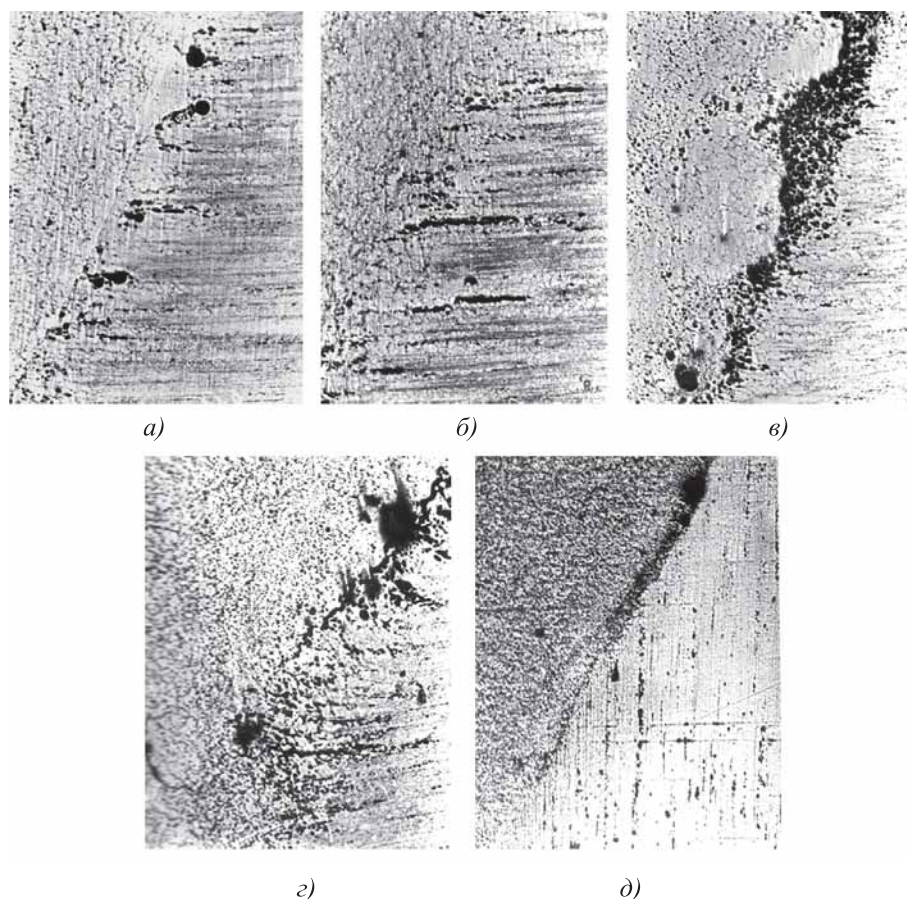


Рис. 1. Микроструктуры в зоне сплавления основного металла (плита) с присадочным металлом различного состава (×50):
а — СвАМг63; *б* — СвАМг5; *в* — СвАМг4; *г* — СвАМг3; *д* — СвАМг8

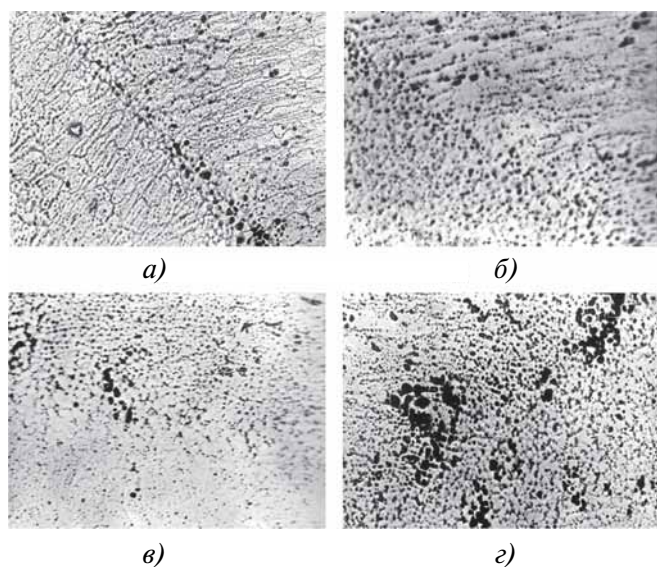


Рис. 2. Микроструктуры сварного соединения плиты при ручной многопроходной сварке стыковых соединений с различными присадочными проволоками ($\times 160$):

a – СвАМг63; *б* – СвАМг63–Sc; *в* – СвАМг4; *з* – СвАМг4–Sc

элементов (магния и лития), что сопровождается интенсивным выделением ликватов при окислительном нагреве и последующем образовании микропустот в процессе охлаждения.

В центральной части шва, где наплавляемый металл практически не перемешивается с основным, окисление происходит менее интенсивно, а выделения ликватов на поверхности образца отсутствуют. Образование микрорыхлот в этом случае наблюдается только на участках перекрытия валиков наплавляемого металла, где присутствуют более грубые выделения вторичных фаз, чем в случае однопроходной сварки листовых полуфабрикатов.

При механизированной аргодуговой сварке листов сплава 1420, неоднородность которых выражена не так резко, как у плит, в зоне термического влияния микропустоты практически не образуются, а более мелкие включения интерметаллидов подвергаются полному или частичному растворению и контактному оплавлению вследствие образования эвтектики с твердым раствором матрицы.

Вероятность образования легкоплавкой эвтектики в сплаве 1420 подтверждается диаграммой равновесного состояния и данными дифференциального термического анализа процессов плавления и кристаллизации. В зависимости от содержания магния, лития и натрия тепловые эффекты ее кристаллизации наблюдаются в диапазоне температур 425...485 °С. Наиболее

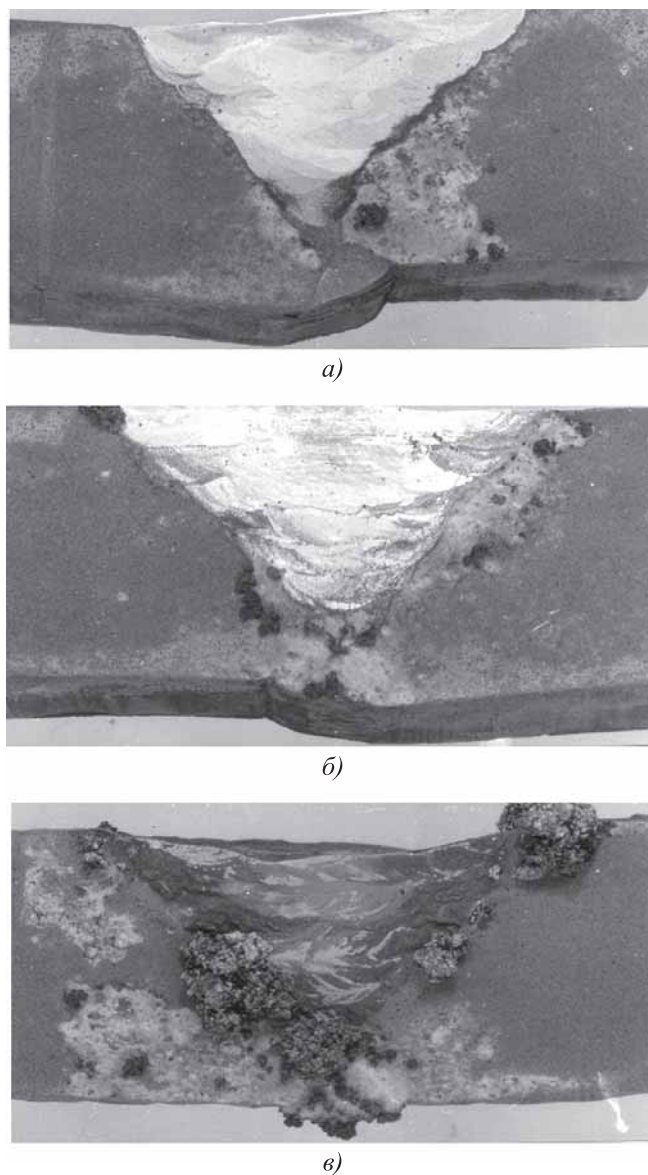


Рис. 3. Образцы сварных соединений с различными присадочными проволоками после испытаний по методу тепловой пробы ($\times 1,5$):

a – СвАМг63; *б* – СвАМг63; *в* – СвАМг8

легкоплавкая фаза (425...440 °С) содержится в сплаве со средним содержанием натрия при повышенном содержании магния и лития.

Листовые полуфабрикаты сплава 1420 типичного состава, аналогично сплаву АМг6, обладают высокой стойкостью против образования горячих трещин по сравнению с другими свариваемыми алюминиевыми сплавами. Образцы горячих трещин можно получить только в неблагоприятных условиях сварки на специальных технологических пробах типа "рыбий скелет" или пробе МВТУ. Как правило, трещины располагаются по оси шва при использовании любой исследуемой присадочной проволоки.

2. Показатели склонности листов сплава 1420 к образованию горячих трещин при сварке различными присадочными проволоками

| Присадочная проволока | Коэффициент трещинообразования, %, по пробе "рыбий скелет" | Критическая скорость деформации, мм/мин, по пробе МВТУ |
|-----------------------|--|--|
| 1420 | 32 | 3,8 |
| СвАМг3 | 28 | 4,6 |
| СвАМг4 | 6,5 | 5,2 |
| СвАМг4–Sc | 5,2 | 7,9 |
| СвАМг63 | 4,5 | 7,4 |
| СвАМг63–Sc | 2,9 | 10,5 |

Показатели склонности к образованию горячих трещин при сварке листов сплава 1420 с использованием исследуемых присадочных проволок представлены в табл. 2.

На основе анализа данных табл. 2 можно отметить, что введение скандия в присадочные проволоки СвАМг4 и СвАМг63 способствует снижению коэффициента трещинообразования и существенному увеличению критической скорости деформации образца при сварке по пробе МВТУ.

Из образцов полученных трещин при сварке образцов по используемым пробам (магистральных и околошовных) и образцов сварных соединений с выраженными микрорыхлотами были приготовлены изломы для фрактографического исследования и выявления характерных признаков указанных дефектов.

В результате фрактографических исследований установлено, что поверхности горячих трещин в металле шва представляют собой хрупкий межкристаллический разлом с упорядоченной дендритной структурой (рис. 4, а), а поверхность горячей трещины в зоне термического влияния проявляет признаки хрупкого межзеренного разрушения основного металла, зеренная

структура которого сохраняет признаки текстуры деформации (рис. 4, б).

Изломы по местам скопления микрорыхлот в виде грубых несплошностей, образовавшихся в зоне сплавления, характеризуются случайным расположением участков раскрытых микропустот, заполненных водородом, и вязкого разрушения при доломе образца (рис. 4, в и г).

Большие скопления пустот ограничены свободно сформировавшимися округлыми фрагментами кристаллитов шва или зерен основного металла и не имеют четко выраженной упорядоченной структуры. Отдельные микропустоты, содержащиеся в металле шва и зоны сплавления, видны в изломах на фоне типично вязкого разрушения плотного металла (см. рис. 4, г).

Таким образом, по специфическим признакам изломов легко отличить горячие трещины от скоплений микрорыхлот в зоне сплавления и в металле шва. В стыковых сварных соединениях листов и плит сплава 1420 при сварке с присадочными проволоками типа СвАМг4, СвАМг63 и СвАМг8 признаков горячих трещин не обнаружено, а выявляемые при рентгенов-

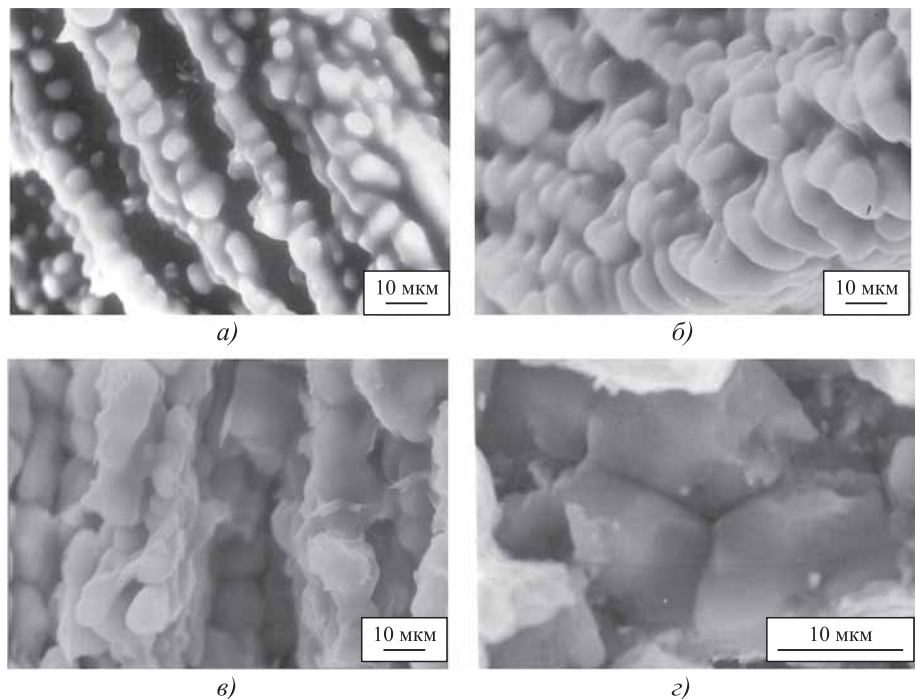


Рис. 4. Фрактограммы поверхности излома по трещине:

а, б — по магистральной горячей трещине в центральной части шва и по ответвлениям магистральной трещины в центральной части шва при сварке технологической пробы "рыбий скелет" соответственно; в — по месту скопления микрорыхлот в зоне сплавления соединений, полученных ручной многопроходной сваркой с присадочной проволокой СвАМг3; г — по зоне сплавления, свободной от скоплений микрорыхлот в зоне сплавления соединений, полученных ручной многопроходной сваркой с присадочной проволокой СвАМг63

ском просвечивании несплошности представляют собой скопления микрорыхлот. Количество микрорыхлот и место их расположения зависят от содержания магния в присадочном металле.

В формировании микрорыхлот важную роль играет водород, который содержится в основном металле и на поверхности присадочной проволоки. При использовании более тугоплавких по отношению к основному металлу присадочных проволок миграция водорода из насыщенных им ликватов из зону термического влияния в шов и дальнейшее удаление водорода через зеркало сварочной ванны могут быть затруднены вследствие проявления закупоривающего эффекта. В этих условиях зона сплавления шва с основным металлом оказывается местом скопления и выделения водорода в виде микрорыхлот. При ручной многопроходной сварке с проволокой СвАМг3 в зоне сплавления наблюдаются скопления водорода чаще, а среднее его содержание на участках анализа диаметром 0,2...0,4 мм оказывается почти на порядок большим, чем при сварке проволоками СвАМг63 и СвАМг8.

При механизированной сварке листов сплава 1420 различными присадочными проволоками подобных скоплений микрорыхлот и водорода не обнаружено.

Чтобы уточнить рациональный состав присадочной проволоки, проведены металлографические исследования и механические испытания стыковых соединений листов и плит, полученных соответственно однопроходной механизированной и многопроходной ручной аргодуговой сваркой (рис. 5 и 6, табл. 3 и 4).

Анализ микроструктуры показал, что при использовании присадочных проволок СвАМг63, СвАМг63—Sc, СвАМг4 и СвАМг4—Sc грубые дефекты в швах отсутствуют при однопроходной механизированной и при многопроходной ручной сварке (см. рис. 5 и 6). Величина зерна при добавке скандия в присадочную проволоку в 2—3 раза меньше (примерно 10...15 мкм), чем в случае применения присадочной проволоки без него (рис. 7).

Сварные соединения с выпуклостью на лицевой стороне шва разрушались при растяжении по границе сплавления с основным металлом, а образцы без технологического утолщения шва (после механической обработки) — в центральной части шва (см. рис. 7).

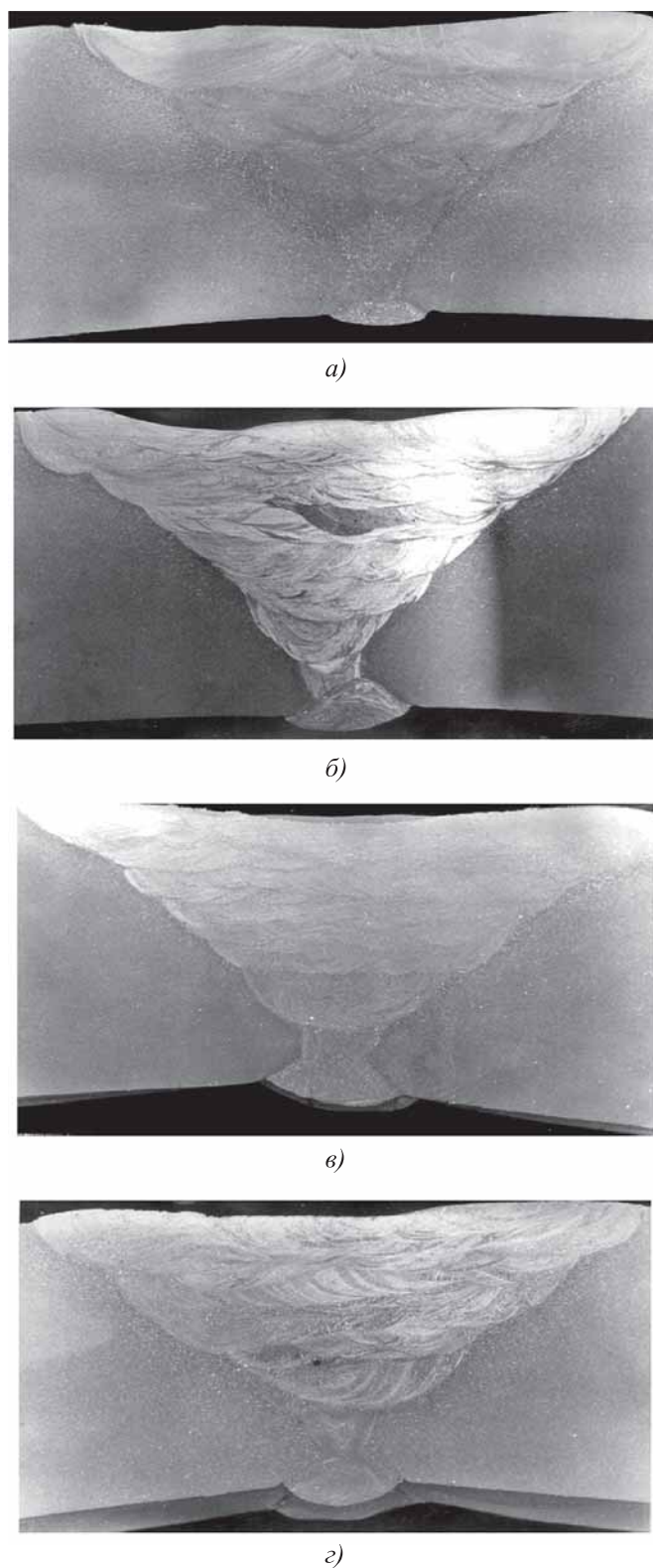


Рис. 5. Макроструктуры стыковых соединений плит из сплава 1420 при ручной многопроходной сварке с различными присадочными проволоками ($\times 2,5$):

a — СвАМг63; *б* — СвАМг63—Sc; *в* — СвАМг4; *г* — СвАМг4—Sc

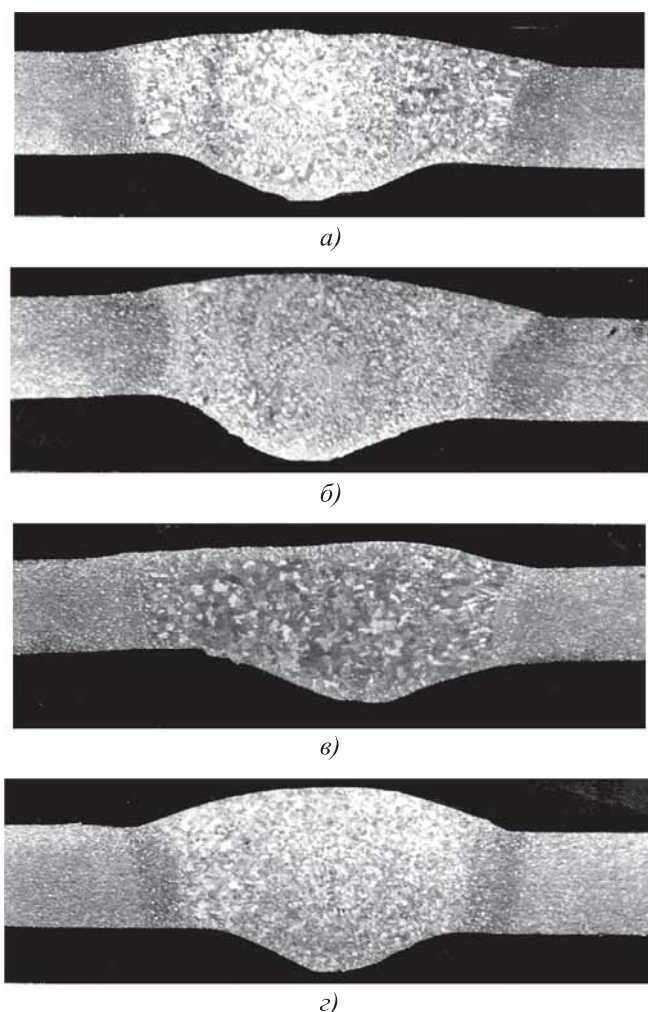


Рис. 6. Макроструктуры стыковых соединений листов сплава 1420 толщиной 4 мм при механизированной однопроходной сварке с различными присадочными проволоками (×6):

a — SvAMg63; *б* — SvAMg63—Sc; *в* — SvAMg4; *з* — SvAMg4—Sc

3. Механические свойства сварных соединений плит сплава 1420, выполненных многопроходной сваркой с различными присадочными проволоками

| Присадочная проволока | Предел прочности σ_B , МПа | Угол изгиба α , ° | Ударная вязкость КСУ, кДж/м ² |
|-----------------------|-----------------------------------|--------------------------|--|
| СвАМг63 | $\frac{315...321}{318,5}$ | $\frac{31...36}{33}$ | $\frac{50...70}{68}$ |
| СвАМг63—Sc | $\frac{322...334}{326,5}$ | $\frac{28...33}{30}$ | $\frac{50...70}{60}$ |
| СвАМг4 | $\frac{271...282}{276,3}$ | $\frac{22...28}{25}$ | $\frac{50...60}{56}$ |
| СвАМг4—Sc | $\frac{274...293}{289,4}$ | $\frac{17...24}{21}$ | $\frac{50...110}{72}$ |

Примечание. В знаменателе приведены средние значения показателей по результатам 10 испытаний, показавших разброс, представленный в числителе.

Цилиндрические образцы, вырезанные из соединений, полученных многопроходной ручной сваркой, разрушались в зоне сплавления шва с основным металлом.

Результаты испытаний этих образцов (см. табл. 3) показали, что сварочная проволока SvAMg63 со скандием обеспечивает лучшее сочетание характеристик прочности, пластичности и вязкости. Проволока SvAMg4 со скандием уступает проволоке SvAMg63 по прочности швов, не имеет преимуществ в пластичности и вязкости соединений. Это объясняется тем, что при ручной сварке с присадочными проволоками SvAMg4 и SvAMg4—Sc обнаруживается больше микрорыхлот, чем при сварке с присадочной проволокой SvAMg63 со скандием и без него (рис. 8).

4. Механические свойства сварных соединений листов сплава 1420 толщиной 4 мм при механизированной сварке с различными присадочными проволоками

| Присадочная проволока | Предел прочности, МПа | | Угол изгиба α , ° | Ударная вязкость КСУ, кДж/м ² | |
|-----------------------|--------------------------------|------------------------------|--------------------------|--|-----------------------|
| | сварного соединения σ_B | металла шва σ_B^{III} | | по шву | по зоне сплавления |
| СвАМг63 | $\frac{326...332}{329}$ | $\frac{290...301}{295}$ | $\frac{71...79}{75}$ | $\frac{80...100}{90}$ | $\frac{60...80}{65}$ |
| СвАМг63—Sc | $\frac{335...347}{342}$ | $\frac{301...315}{308}$ | $\frac{60...65}{61}$ | $\frac{100...160}{130}$ | $\frac{50...70}{55}$ |
| СвАМг4 | $\frac{312...321}{314}$ | $\frac{287...291}{289}$ | $\frac{73...80}{77}$ | $\frac{140...220}{170}$ | $\frac{80...110}{97}$ |
| СвАМг4—Sc | $\frac{313...329}{323}$ | $\frac{291...296}{293}$ | $\frac{90...120}{105}$ | $\frac{190...250}{230}$ | $\frac{60...120}{80}$ |

Примечание. В знаменателе приведены средние значения показателей по результатам 10 испытаний, показавших разброс, представленный в числителе.

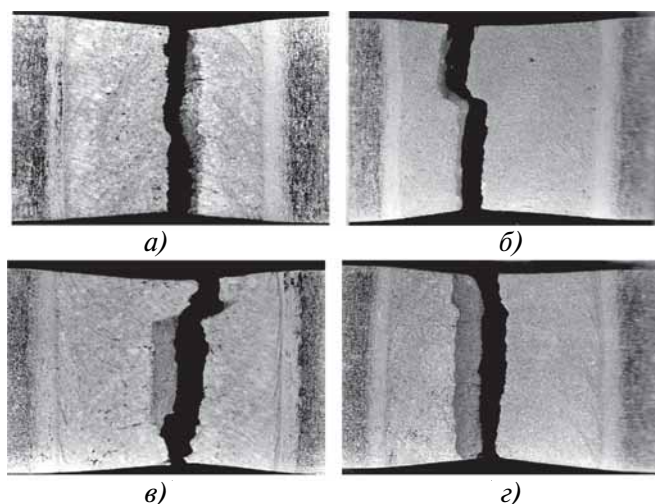


Рис. 7. Характер разрушения образцов сварных соединений листов сплава 1420 со снятым технологическим утолщением шва при использовании различных присадочных проволок ($\times 4$):

a — СвАМг63; *б* — СвАМг63—Sc; *в* — СвАМг4; *з* — СвАМг4—Sc

При механизированной однопроходной сварке листов сплава 1420 толщиной 4 мм получены качественные соединения при использовании всех четырех исследуемых проволок. Поэтому их механические свойства определялись структурным состоянием металла шва (рис. 9) и зоны сплавления (см. табл. 4).

Сварные соединения с технологическим утолщением (выпуклостью) на лицевой стороне шва, разрушаясь по границе сплавления, показали примерно одинаковые значения предела прочности в диапазоне 312...345 МПа. Прочность металла шва также отличалась несущественно: 291...315 МПа для присадочных проволок с 6 % Mg и 287...301 МПа для присадочных проволок с 4 % Mg. Легирование проволоки скандием проявилось в увеличении прочности сварного соединения и прочности металла шва. Также наблюдалось значительное повышение характеристик пластичности и вязкости металла шва и зоны сплавления при сварке с присадочной проволокой СвАМг4—Sc; угол изгиба увеличился от 73...76 до 96...120°, а ударная вязкость металла шва возросла от 140...220 до 190...250 кДж/м².

Снижение пластичности сварных соединений при использовании присадочных проволок, легированных скандием, вызвано упрочнением твердого раствора магния в алюминии атомами скандия. Еще больший эффект упрочнения достигается при отжиге сварных соединений

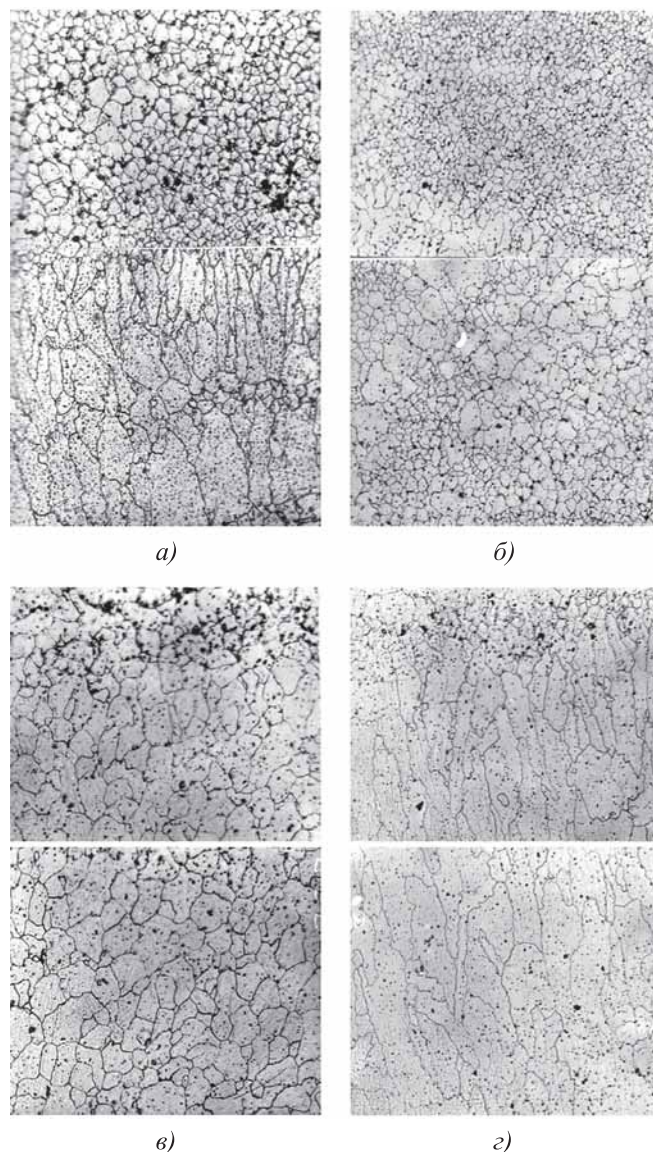


Рис. 8. Микроструктуры металла шва при ручной многопроходной сварке плит из сплава 1420 с различными присадочными проволоками ($\times 150$):

a — СвАМг63; *б* — СвАМг63—Sc; *в* — СвАМг4; *з* — СвАМг4—Sc; верхняя структура — центр шва, нижняя — вблизи зоны сплавления

после сварки, что обуславливается мелкодисперсным (диаметром менее 20 нм) выделением фазы Al₃Sc.

Применение присадочных проволок с 4 % Mg позволяет повысить до 60...120 кДж/м² ударную вязкость сварных соединений в зоне сплавления, т.е. в той области, где она проявляет наиболее низкие значения на уровне 40...80 кДж/м² при сварке с присадочными проволоками типа СвАМг63 и СвАМг8 (ВАЛ16).

Такой результат возможен благодаря перераспределению магния в зоне сплавления. При

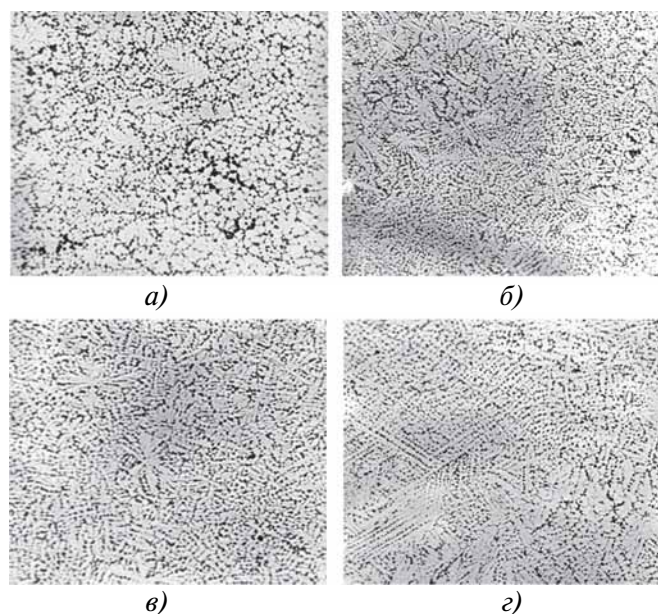


Рис. 9. Микроструктуры металла шва при механизированной однопроводной сварке листов из сплава 1420 с различными присадочными проволоками (×100):

a — СвАМг63; *б* — СвАМг63—Sc; *в* — СвАМг4; *з* — СвАМг4—Sc

этом на участке основного металла, который при сварке находился в твердожидком состоянии, содержание магния плавно снижается от исходного до содержания его в прилегающих

слоях металла шва, а в структуре этой зоны наблюдается уменьшение количества выделений вторичной фазы.

С учетом того, что при ручной многопроходной сварке в случае применения присадок с пониженным содержанием магния увеличивается опасность формирования микрорыхлот в зоне сплавления, то такую сварку целесообразно выполнять с применением присадочной проволоки СвАМг63—Sc.

Полученные результаты исследования использованы при разработке присадочных материалов, содержащих скандий: Св1587 — для сплава марки 01570; Св1597 — для сплавов 1420, 1421 и 1423.

Результаты испытаний сварных соединений листов сплавов 01570, 1420 и 1421, выполненных с применением присадочных материалов, легированных скандием, представлены в табл. 5. Образцы испытывали после снятия выпуклости и проплава шва.

Присадочные материалы, легированные скандием, рекомендуется применять при сварке конструкций из алюминиевых сплавов швами, у которых после сварки удаляют выпуклость и проплавы.

5. Механические свойства листов алюминиевых сплавов после однопроводной механизированной сварки и отжига

| Сплав | Присадочная проволока | Термообработка после сварки | σ_b , МПа | α , ° | КСУ, Дж/см ² |
|-------|-----------------------|----------------------------------|------------------|--------------|-------------------------|
| 01570 | СвАМг63 | Без термообработки | 304 | 165 | 35 |
| | | Отжиг 350 °С, 1 ч | 355 | 70 | 31 |
| | Св1587 | Без термообработки | 345 | 150 | 39 |
| | | Отжиг 350 °С, 1 ч | 414 | 55 | 12 |
| 1420 | СвАМг63 | Без термообработки | 320 | 68 | 17 |
| | | Термофиксация при 400 °С, 20 мин | 345 | 45 | 4,8 |
| | Св1597 | Без термообработки | 340 | 65 | 19,2 |
| | | Термофиксация при 400 °С, 20 мин | 405 | 41 | 9,8 |
| 1421 | СвАМг63 | Без термообработки | 325 | 65 | 14,7 |
| | | Термофиксация при 400 °С, 20 мин | 360 | 40 | 5,9 |
| | Св1597 | Без термообработки | 342 | 68 | 16,8 |
| | | Термофиксация при 400 °С, 20 мин | 385 | 46 | 10,3 |

Выводы

1. Присадочная проволока СвАМг63 обеспечивает удовлетворительное качество сварных соединений при механизированной однопроходной и при ручной многопроходной сварке полуфабрикатов сплава 1420.

2. Присадочная проволока типа СвАМг4 позволяет повысить пластичность и вязкость сварных соединений, полученных механизированной однопроходной сваркой. При ручной многопроходной сварке с указанной присадочной проволокой наблюдается образование скоплений микрорыхлот в зоне сплавления.

3. Легирование присадочных проволок СвАМг4 и СвАМг63 скандием способствует повышению предела прочности сварного соединения и металла шва.

4. Стойкость металла шва против образования горячих трещин при механизированной однопроходной сварке технологических проб типа "рыбий скелет" и МВТУ существенно повышается при легировании присадочного металла скандием.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Fridlyander I.N., Danilov S.F., Malysheva E.N. Structure and properties of Al—Li alloys, alloyed with scandium // Aluminium—Lithium. 1992. 1. P. 381—386.
2. **Некоторые** аспекты создания современных морских высокопрочных алюминиевых сплавов со скандием / В.В. Рыбин, Г.Н. Андреев, Н.Н. Барахтина, Е.П. Осокин // Вопросы материаловедения. 2006. № 1. С. 92—101.
3. **Грушко О.Е., Овсянников Б.В., Овчинников В.В.** Алюминиево-литиевые сплавы: металлургия, сварка, металловедение. М.: Наука, 2014. 298 с.
4. **Дриц А.М., Овчинников В.В.** Сварка алюминиевых сплавов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Руда и металлы, 2020. 476 с.
5. **Дриц А.М., Овчинников В.В., Игонькин Б.Л.** Влияние легирования сварочной проволоки скандием на механические свойства и структуру сварных соединений алюминиевых сплавов // Цветные металлы. 2019. № 4. С. 67—79.
6. **Scientific** principles of making an alloying addition of scandium to aluminium alloys / V.G. Davydov, T.D. Rostova, V.V. Zakharov et al. // Material Science and Engineering Aluminum. 2000. 280. P. 30—36.

*Виктор Васильевич Овчинников, д-р техн. наук,
vikov1956@mail.ru;*

Руслан Николаевич Расстончин;

Людмила Павловна Андреева, канд. техн. наук



ООО "Издательство "Инновационное машиностроение"
продолжает подписку на журнал

**"ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА
В МАШИНОСТРОЕНИИ"**

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

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

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



УДК 621.777.24

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-6-258-267

А.М. Дмитриев, Н.В. Коробова
(Московский государственный технологический университет "Станкин")

Повышение рациональности применения холодного выдавливания при производстве деталей типа стальных глубоких стаканов

Показана ограниченность применения холодной объемной штамповки изготовлению только узкой номенклатуры деталей в массовом и крупносерийном производствах. Для расширения использования этой технологии на новые типы деталей разработаны оригинальные технологические приемы, повышающие качество изделий и сопротивление усталости пуансонов. Описаны такие приемы, применяемые на различных этапах технологического процесса производства холодной объемной штамповкой глубоких стальных стаканов. Показано значение рационального конструирования штампов и приведен пример конструкции хорошо зарекомендовавшего себя производственного штампа.

Ключевые слова: стальные стаканы; выдавливание холодное; повышение качества изделий; повышение сопротивления усталости пуансонов; конструкции штампов.

The limited use of cold volume stamping for the production of parts only for narrow traditional range of such parts in mass and large-scale productions is shown. Original technological techniques that improve the quality of products and the punches fatigue resistance are developed to expand the application of this technology to new types of parts. Such techniques used at various stages of the production process by cold forging of deep steel glasses are described. The value of rational design of stamps and the example of design of well-proven production stamp are shown.

Keywords: steel glasses; cold extrusion; improving in quality of products; increasing in punches fatigue resistance; die designs.

Введение. В технической литературе, в частности в работе [1], раскрыты преимущества *холодной объемной штамповки* (ХОШ), которая позволяет достичь большой экономии металла при производстве крепежных деталей (болтов, гаек и т.п.) и других деталей массового производства. Детали такого типа, изготовленные ХОШ, применяют практически на всех машиностроительных предприятиях. Изготавливают их на специализированных заводах и они поступают к потребителям, как правило, не по специальным заказам, а как продукция, регламентированная ГОСТами и удовлетворяющая широкий спрос.

Для ХОШ таких деталей созданы и активно применяют специальные автоматы с высокой производительностью. Среди деталей, изготавливаемых ХОШ, особое место занимают массово

изготавливаемые полые цилиндрические полуфабрикаты, применяемые в патронно-гильзовом производстве.

Таким образом, именно номенклатура массовой и крупносерийно выпускаемой продукции определяет область применения ХОШ. В то же время, номенклатура поковок, изготавливаемых горячей объемной штамповкой, значительно шире номенклатуры поковок, изготавливаемых ХОШ. Аналогичное сравнение относится к листовой штамповке, номенклатура изделий которой еще шире. Поэтому количество публикаций по горячей объемной и листовой штамповке значительно больше, чем по ХОШ.

Сравнение указанных выше трех технологий обработки давлением с позиции их теоретического анализа показывает, что расчет процессов горячей объемной штамповки заключается,

в основном, в определении силы, необходимой для проведения формоизменяющей операции и выбора по этой силе соответствующего кузнечно-прессового оборудования.

Расчет процессов листовой штамповки заключается в расчете возможности проведения формоизменяющей заготовку операции без разрыва заготовки и без образования дефектов, связанных с потерей устойчивости, например, образования складок.

Расчет процессов ХОШ сводится к оценке возможностей формоизменения заготовки без ее разрушения, а также без разрушения деформирующего заготовку инструмента, в первую очередь, пуансона.

Рассматриваемая в статье операция ХОШ деталей типа стаканов обратным выдавливанием из сплошных цилиндрических заготовок характеризуется высоким гидростатическим давлением (всесторонним равномерным сжатием) в очаге пластической деформации заготовки. При таком гидростатическом давлении и штамповке стальных заготовок разрушение заготовки не является основным фактором, лимитирующим возможность выдавливания детали типа стакана. Возможность ХОШ ограничивается сопротивлением усталости пуансонов, выдавливающих полости.

На рис. 1 приведена кривая сопротивления усталости деформирующих заготовки пуансонов, изготовленных из сталей Р9, Р18 или Р6М5 и закаленных на 61...63 НРС. Приведенная на графике удельная сила q определяется как частное от деления силы, необходимой для деформирования заготовки, на площадь поперечного сечения выдавливаемой полости. Также удельная сила — это усредненное напряжение в поперечном сечении калибрующего выдавли-

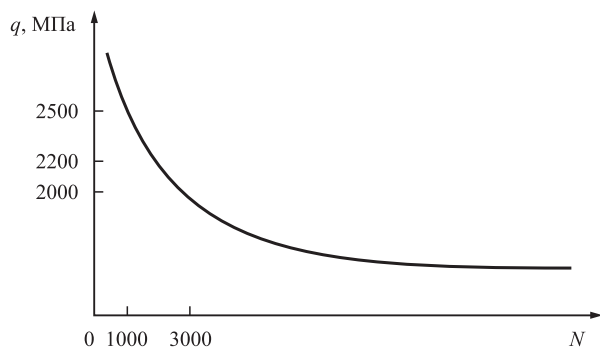


Рис. 1. Кривая сопротивления усталости пуансонов:
 q — удельная сила; N — число циклов нагружений до образования усталостной трещины в инструменте

ваемую полость пояска пуансона, действующее в направлении оси пуансона.

Кривая на рис. 1 построена на основании экспертных оценок, собранных авторами данной статьи на протяжении нескольких десятков лет, и ранее приведена в работе [2]. По этой кривой можно определить, во сколько раз увеличится сопротивление усталости пуансона при снижении удельной силы ХОШ, например на 10 %.

Поскольку номенклатура изделий, выпускаемых с применением ХОШ, ограничена условиями крупносерийного и массового производств однотипных изделий, число исследовательских работ по оценке конкурентоспособности ХОШ невелико. Эта проблема рассмотрена в данной статье. Однако кроме ограничивающих применение ХОШ оценок возможностей формоизменения заготовки без ее разрушения, а также без разрушения деформирующего заготовку инструмента, о которых указано выше, существуют более частные технологические проблемы, характерные для изготовления конкретных деталей.

Рассмотрение не только преимуществ ХОШ, но и факторов, сдерживающих распространение ХОШ на производство деталей типа стаканов, позволит обосновать и выбрать рациональные приемы технологии ХОШ, повышающие конкурентоспособность этой технологии.

Основная часть. ХОШ деталей типа цилиндрических стаканов обеспечивает очень высокую точность диаметральных размеров цилиндрических поверхностей, имеющих настолько незначительную шероховатость, что они выглядят зеркальными. Указанные преимущества ХОШ содержат в себе и скрытые недостатки. Чтобы пояснить эти недостатки, проведем сравнение с технологическим маршрутом изготовления исследуемых деталей горячей объемной штамповкой. При этом структуры изготавливаемых деталей в данном сравнении не рассматривали.

Поковки деталей, полученные горячей объемной штамповкой, как правило, имеют существенные напуски и припуски по сравнению с чертежами готовых деталей. Эти напуски и припуски удаляют последующей обработкой штампованной поковки резанием, которая позволяет изготовить детали с заданной их точностью, а также с заданной шероховатостью поверхностей.

Напуски и припуски на размеры, заданные чертежом детали, при горячей штамповке поковок деталей предусматривают по следующим причинам: невозможность точного дозирования объема отрезаемой от прутка заготовки; необходимость удаления металла, окисляющегося и подвергающегося обезуглероживанию на поверхности заготовки при ее нагреве под штамповку; необходимость иметь технологические уклоны, облегчающие выталкивание штампованной поковки из штампа (поскольку трение на контакте с инструментом при горячей объемной штамповке существенно больше чем при ХОШ).

В то же время при ХОШ стремятся сократить до минимума напуски и припуски на штампованную поковку по сравнению с чертежом детали и, по возможности, вообще отказаться от обработки штампованной поковки резанием, т.е. штамповать сразу готовую деталь. При этом возникают трудности, не характерные для горячей объемной штамповки.

Например, при штамповке детали типа цилиндрического стакана, возникает проблема обеспечения заданного чертежом детали, как правило, жесткого требования к соосности полости и внешней поверхности детали. Для обеспечения такой соосности одним из технических решений может быть направление пуансона по матрице и сопряжение направляющей части пуансона с полостью матрицы по посадке Н7/н6, т.е. без гарантированного зазора. Вариант такой конструкции штампа показан на рис. 2 [3].

При обучении конструкторов-машиностроителей формулируют правило: движущиеся относительно друг друга детали всегда сопрягают между собой по посадке с зазором. При ином сопряжении возможны задиры поверхностей деталей, приводящие к заклиниванию механизмов. Описанная посадка направляющей части пуансона в матрице является нарушением этого правила. Цель такого технического решения заключается в практически полном исключении возможности появления несоосности между матрицей и пуансоном. Предотвращение появления задиры достигается тем, что пуансон и матрицу закалывают на очень высокие твердости: пуансон — на 61...63 HRC, а матрицу — на 57...59 HRC. Для исключения излишних напряжений в пуансоне, строго направляемом в полости матрицы, которые могут

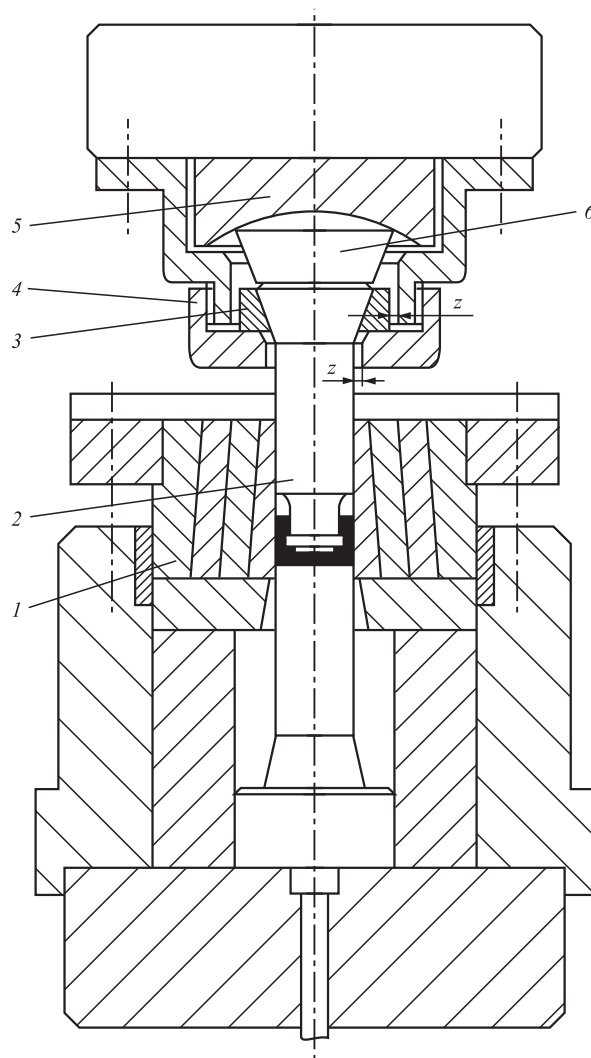


Рис. 2. Штамп с направлением пуансона по матрице:

1 — бандажированная матрица; 2 — пуансон; 3 — пуансонодержатель; 4 — гайка крепления пуансонодержателя; 5, 6 — сферическая опора; z — гарантированные зазоры при сопряжении деталей в узле пуансонодержателя

быть вызваны, например, наклоном ползуна прессы с закрепленной на нем верхней плитой штампа, верхний торец пуансона опирают на сферический подпятник (см. рис. 2), при обеспечении гарантированных зазоров z.

В конструкции штампа, приведенной на рис. 2, остается нерешенным вопрос снятия штампованной детали с пуансона. Предполагается, что деталь всегда при раскрытии штампа остается в полости матрицы. Однако даже если деталь остается на пуансоне очень редко, необходимо предусматривать съемник с пуансона. Это связано с тем, что ХОШ применяют в основном в крупносерийном производстве деталей, и при отсутствии в конструкции штампа съемника, в случае застревания детали на

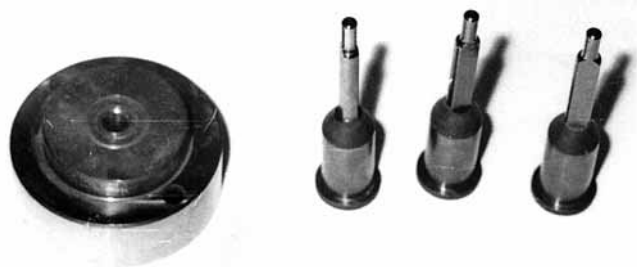


Рис. 3. Матрица и пуансоны, сконструированные с обеспечением их направления в ее полости

пуансоне, производственный процесс будет останавливаться.

Для обеспечения съема заготовки на направляющей части выдавливающей полость в заготовке пуансона предусматривают две продольные площадки, как это показано на пуансонах, приведенных на рис. 3 рядом с матрицей, в которой производится ХОШ.

Если рассмотреть поперечное сечение направляющей части каждого пуансона, то оно представляет собой круг, у которого удалены два симметричных сегмента. При этом расстояние между хордами удаленных сегментов незначительно превышает диаметр стержня рабочей части пуансона. Отверстие в съемнике детали с пуансона имеет форму, аналогичную поперечному сечению направляющей части пуансона. Верхний торец штампованной цилиндрической заготовки представляет собой полный круг без удаленных сегментов. При прохождении направляющей части пуансона через полость съемника во время возвратного хода пресса на часть площади верхнего торца штампованной поковки, равную площади двух сегментов, полученных при удалении с пуансона металла для образования продольных площадок, действует сила, снимающая штампованную поковку с пуансона.

Поскольку при удалении указанных симметричных сегментов поперечное сечение направляющей части пуансона уменьшается, и рабочие напряжения в ней увеличиваются, задают больший диаметр направляющей части пуансона по сравнению с внешним диаметром штампуемого стакана (рис. 4).

При этом полость матрицы имеет участки двух диаметров: меньшего для оформления внешней поверхности стакана и большего для направления пуансона. Если при изготовлении полости матрицы указанные ее участки шлифуют с одного установка в патроне станка, то они соосны между собой.

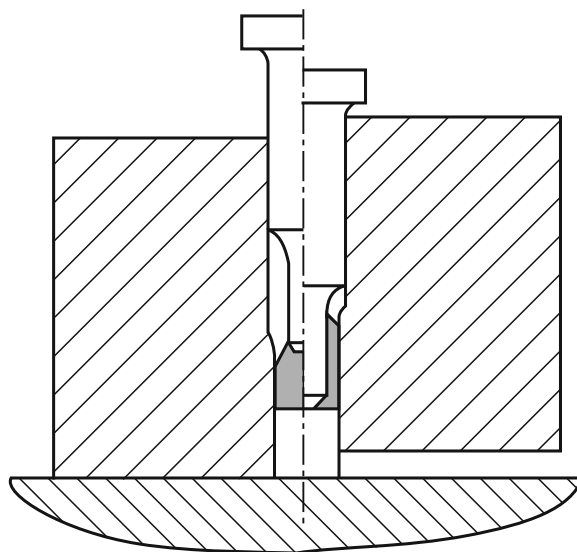


Рис. 4. Обеспечение соосности внешней и внутренней цилиндрических поверхностей детали путем направления пуансона по матрице:

слева от осевой линии пуансон находится в положении перед началом деформирования заготовки, справа от осевой линии — в конце деформирования заготовки

На направляющей части пуансона для закрытой прошивки, сопряженной с полостью матрицы по посадке H7/h6, желательно выполнить неглубокие канавки в окружном направлении, имеющие достаточно большой радиус их скругления и полированную поверхность, чтобы не создавать существенную концентрацию напряжений в направляющей части пуансона. В канавки необходимо периодически в качестве смазочного материала добавлять пасту MoS_2 . Помимо смазывания этой пастой, происходит смазывание поверхности направляющей части пуансона излишком мыла, расположенным поверх фосфатного покрытия заготовок и остающимся на верхнем торце (зеркале) матрицы при проталкивании в матрицу фосфатированных и омыленных заготовок.

Описанное выше центрирование и направление пуансонов непосредственно в полости матрицы реализовать на практике удастся редко. Это связано с необходимостью иметь для такого технического решения прессы с большим ходом ползунов.

На рис. 4 видно, что до начала выдавливания полости в заготовке направляющая часть пуансона должна быть значительно погружена в полость матрицы, чтобы выполнить свою функцию. Это требует большой глубины полости. После завершения штамповки извлекаемая из штампа деталь должна быть поднята выше

верхнего торца матрицы, а нижний торец пуансона должен располагаться выше детали.

Таким образом, ползун пресса с установленным на нем пуансоном должен совершать большой ход. Если для штамповки высокой детали применяют универсальный пресс, то для обеспечения такого большого хода ползуна у пресса в соответствии с его технической характеристикой будет существенное превышение номинальной силы по сравнению с силой, необходимой для штамповки. Возможно описать эту ситуацию наоборот. Пресс, выбранный в соответствии с необходимой для штамповки заготовки номинальной силой, не будет обеспечивать требуемый ход ползуна.

В большинстве конструкций штампов для изготовления обратным выдавливанием высоких деталей с глубокими полостями начальное центрирование пуансона относительно полости матрицы обеспечивается правильным конструированием и тщательным изготовлением плит штампа.

Описанное выше исключение из правила конструирования деталей машин в конструкциях штампов для ХОШ является не единственным. В штампе, приведенном на рис. 5,

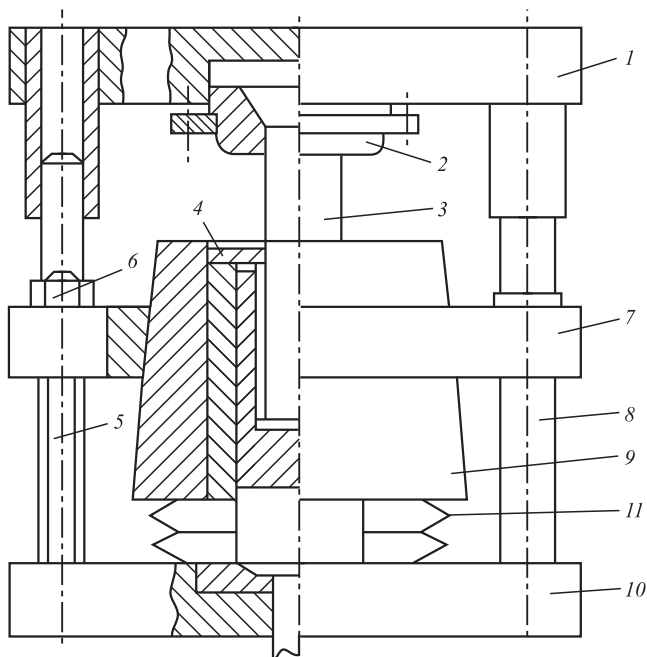


Рис. 5. Конструкция штампа для обратного выдавливания:

1 — верхняя плита; 2 — пуансондержатель; 3 — пуансон; 4 — съемник с пуансона 5; 6 — шпилька и гайка, ограничивающие подъем матрицы; 7 — центрирующая матрицу подвижная плита; 8 — направляющая колонка; 9 — матрица; 10 — нижняя плита; 11 — набор пружин, способствующих перемещению матрицы при выдавливании

соблюдение соосности элементов, установленных на плитах 1 и 10, обеспечивается с помощью направляющих колонок, установленных в одной из этих плит, и направляющих втулок, установленных в противоположной плите. Направляющие втулки перемещаются по направляющим колонкам с посадкой H7/h6.

Направляющие колонки и втулки изготавливают из стали 20 для возможности некоторого упругого изгиба без их разрушения, в частности, разрушения вследствие недостаточного их сопротивления усталости. Внешнюю поверхность колонок и внутреннюю поверхность втулок подвергают цементации на глубину 0,8...1,2 мм, чтобы они приобрели способность закаливаться, и закаливают их с использованием ТВЧ на твердость 61...63 HRC.

Для лучшего перемещения при работе штампа в полостях втулок выполняют кольцевые канавки скругленной формы сечения глубиной 1...2 мм и шириной 3...5 мм, в которых собирается смазочный материал, периодически наносимый на поверхность колонок. Эти канавки имеют аналогию с описанными выше канавками при сопряжении между собой направляющей части пуансона с полостью матрицы.

Выдавливаемые в заготовке цилиндрические полости могут иметь разные формы торцевой части. Однако это не означает, что выдавливающий полость пуансон должен иметь именно такую, как у выдавливаемой полости, форму торца.

Форму торца, выдавливающего полость пуансона, конструируют в виде усеченного конуса (рис. 6). Такая форма рабочей части пуансона объясняется необходимостью, используя плоскую площадку, повысить площадь участка, удерживающего первоначально нанесенный на торец заготовки смазочный материал, слой которого растягивается на всю площадь боковой поверхности выдавливаемой полости. Коническая форма рабочей части пуансона связана со стремлением соответствовать естественным линиям течения металла заготовки. Совпадение формы пуансона с этими линиями естественного течения позволяет уменьшить силу выдавливания и повысить качество изделия. Приведенные на рис. 6 комбинации размеров позволяют наилучшим образом решить две указанные задачи.

Угол конусности 2α рабочей части пуансона зависит от относительной толщины стенки изготавливаемой детали. Этот угол принимают от

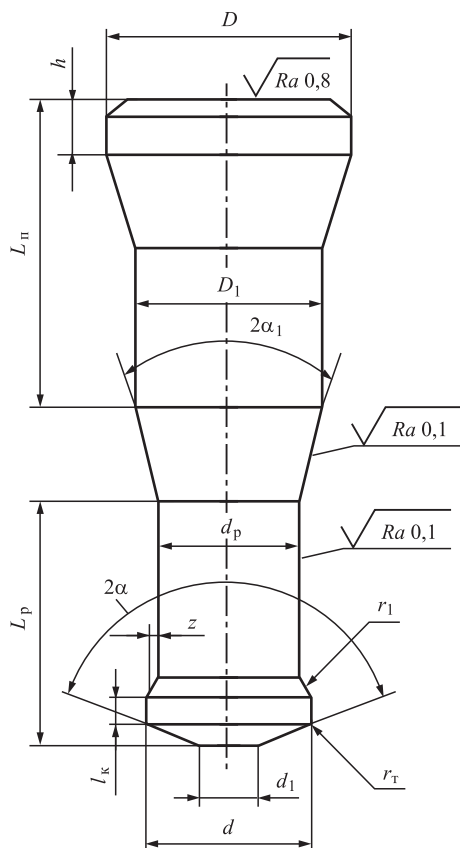


Рис. 6. Наиболее распространенная конструкция пуансона для штамповки заготовок холодным выдавливанием

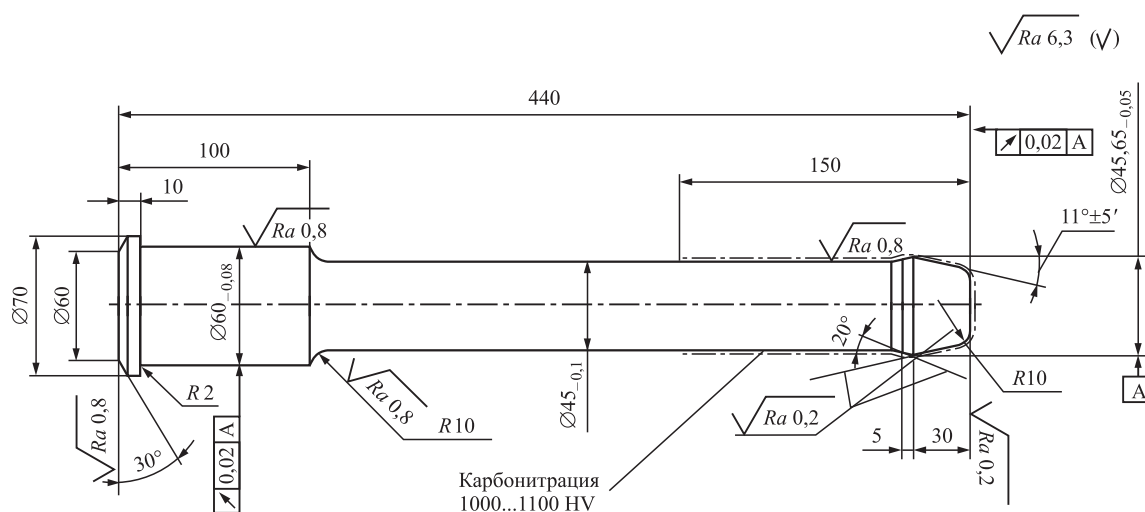
90 до 150°. Нижняя граница указанного диапазона относится к толстостенным деталям, а верхняя граница — к тонкостенным. Величина $d_1 = (0,2...0,5)d$. Значение $d_1 = 0,2d$ применяют при угле конусности рабочей части пуансона

150°, т.е. при штамповке тонкостенных деталей, а значение $d_1 = 0,5d$ — при угле конусности рабочей части пуансона, равной 90°, т.е. при штамповке толстостенных деталей.

Остальные размеры на рис. 6 имеют следующие значения: $D_1 = 1,5d$; $D = 2d$; $l_k = 2...3$ мм; $r_T = 0,1d$; $r_1 = 0,2d$; $h = 5...15$ мм; $L_p = (1,5...2,5)d$; $L_n = 1,5...2$; $z = 0,05...0,15$ мм; $2\alpha_1 = 40...60^\circ$. Поскольку D_1 превышает d_p , для обеспечения надежного удержания пуансона на оси штампа L_n должна быть не менее L_p .

После завершения операции выдавливания, когда будет сформирована стенка стакана, торцевую часть полости следует калибровать для достижения требуемой формы, введя для этого дополнительную операцию. При конструировании пуансона (рис. 7), калибрующей придонную торцевую часть полости изготавливаемой ХОШ детали типа стакана, особенно при большой длине его стержневой части диаметром $45_{-0,1}$ мм, возникает проблема с назначением разницы в диаметрах этой стержневой части и калибрующего пояска головки пуансона диаметром $45,65_{-0,05}$ мм.

Проблема состоит в том, что даже закаленная на указанную на рис. 7 твердость стержневая часть пуансона в начале его работы при удельной силе 2500 МПа получает пластическую деформацию, и ее диаметр увеличивается. При большой длине пуансона на увеличение диаметра его стержневой части влияет также его упругая деформация при калибровке



1. 58...62 HRC.
2. Неуказанные предельные отклонения валов — по Н14.

Рис. 7. Чертеж пуансона

дна полости стакана. Нельзя допустить, чтобы увеличившийся вследствие этих деформаций диаметр стержневой части достиг диаметра калибрующего пояска пуансона. В этом случае выдавленная и уже не находящаяся в пластическом состоянии трубная часть заготовки будет охватывать по посадке с натягом увеличившуюся в диаметре стержневую часть пуансона. Это приведет к повышению удельной силы, действующей на головку пуансона и, как следствие, к снижению сопротивления усталости пуансона.

Назначение при конструировании заниженного диаметра стержневой части пуансона, так же, как при завышенном ее диаметре, приводит в увеличению удельной силы в стержневой части пуансона и к снижению сопротивления усталости пуансона. Поэтому конструктор стремится назначить диаметр стержневой части пуансона на десятые доли миллиметра меньший, чем диаметр калибрующего пояска. Численно разница в назначаемых диаметрах зависит от габаритных размеров штампуемой детали и размеров пуансона.

При рассмотрении технологического процесса изготовления пуансона его стержневую часть обрабатывают радиальным шлифованием с использованием фальш-центров, которые позже, перед шлифованием торцевых частей пуансона, удаляют. Провести корректирующее радиальное шлифование для удаления образовавшейся в начале эксплуатации пуансона бочкообразности стержневой части невозможно из-за отсутствия центров, с помощью которых пуансон устанавливался в шлифовальном станке. Устранить бочкообразность можно обтачиванием стержневой части пуансона эльборовым резцом. В предположении такой технологии на диаметр стержневой части пуансона на чертеже назначен не очень высокий квалитет шероховатости поверхности. Эта поверхность после ее обтачивания не будет соприкасаться с внутренней поверхностью выдавливаемой стенки детали. Для обеспечения приемлемого с технико-экономических позиций сопротивления усталости пуансона наиболее важно, чтобы на его стержневой части отсутствовали следы обработки в виде рисок в окружном направлении.

Над верхним торцом пуансона устанавливают прокладку. Назначение прокладки — гарантированно не допустить пластической деформации в верхней незакаленной плите штампа при

действии удельной силы 2500 МПа на уровне головки пуансона.

Прокладка отделяется от тела пуансона в качестве автономной детали для уменьшения отхода дорогостоящей стали, который возникает в случае, если пуансон изготовлен как единое целое с его опорной частью, совпадающей с размерами прокладки; для повышения качества термообработки пуансона благодаря отсутствию больших перепадов его диаметра, которые возникают, если пуансон составляет единое целое с прокладкой; для экономии средств при смене инструмента, поскольку прокладки меняются реже, чем производится замена пуансонов.

При этом прокладка может быть изготовлена из менее дорогостоящей стали, чем пуансон. Однако это не снижает строгости требований к качеству прокладки, так как даже небольшая пластическая деформация плиты штампа выше верхнего торца прокладки уменьшает сопротивление усталости пуансонов и качество изготавливаемых штампованных деталей. Отметим важность обеспечения большой толщины прокладки.

Если штампуемый стакан имеет существенную глубину полости, то причиной нарушения соосности матрицы и пуансона по мере рабочего хода может быть упругий изгиб выдавливающей полость заготовки пуансона. После извлечения пуансона из полости штампованной детали он остается неискривленным, соосным полости матрицы. В то же время в изготовленной детали вблизи дна ее полости образуется разностенность (рис. 8).

Причинами изгиба пуансона могут быть неодинаковые условия контактного трения с разных его сторон, вызванные неравномерным расходом смазочного материала по мере внедрения пуансона в заготовку, а также неравномерная по ее диаметру структура материала заготовки. Среди формоизменяющих операций ХОШ смазывание заготовки при выдавливании полостей глубоких стаканов является очень важным по сравнению со штамповкой других поверхностей деталей.

Для решения проблем предотвращения разностенности выдавленной детали и обеспечения малой шероховатости поверхности полости детали разрабатывают методы удержания смазочного материала на границе контакта между головкой пуансона и выдавливаемой стенкой. Для этого отрезанную от прутка заготовку под-

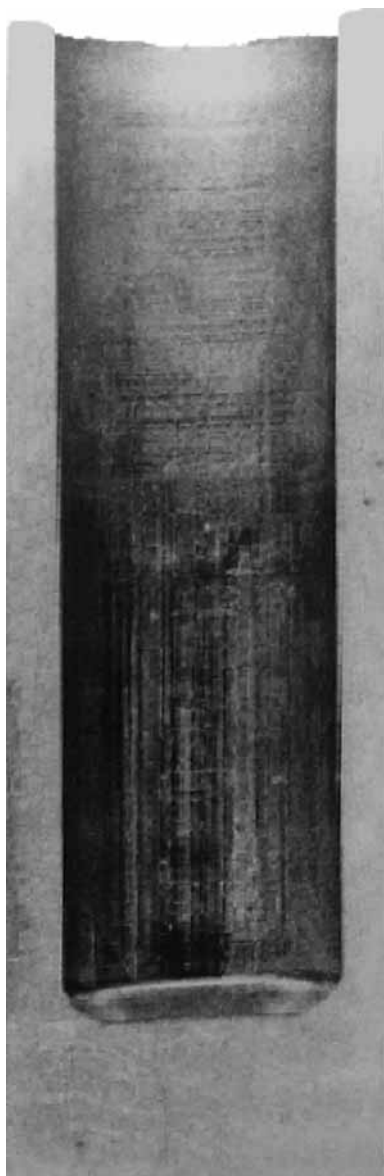


Рис. 8. Увеличение разностенности выдавленного стакана вблизи его дна

вергают калибровке осадкой в закрытой матрице и придают ей форму, показанную на рис. 9. На верхнем торце заготовки при ее калибровке выполняется наметка формой усеченного конуса, как видно в осевом разрезе заготовки. Форму и размеры наметки обеспечивают точно совпадающими с формой торца пуансона, который в дальнейшем осуществляет операцию выдавливания полости детали. Диаметр большего основания полости наметки совпадает с диаметром калибрующего пояса указанного пуансона.

Наметка предназначена, во-первых, для лучшего центрирования пуансона на начальном этапе выполнения операции выдавливания

(см. рис. 4, слева); во-вторых, для некоторого увеличения по сравнению с плоским торцом, который имела бы заготовка без наметки, покрытого смазочным материалом участка торцевой поверхности заготовки, площадь которого многократно увеличивается при растяжении до площади поверхности полости, изготовленной обратным выдавливанием детали.

Калибрующий заготовку пуансон с выступом для выполнения наметки имеет диаметр d_3 , равный диаметру заготовки, и посадку H8/h7 по отношению к цилиндрической полости матрицы. В закрытой матрице не предусмотрено компенсатора погрешности размера l_3 заготовки. Эта погрешность связана с точностью дозирования объема заготовки, отрезаемой в штампе. Она приведет к незначительному колебанию высоты стенки штампованной закрытой прошивкой детали, что должно быть устранено при следующих за выдавливанием полости операциях технологического процесса.

Для повышения адгезии смазочного материала к поверхности металла заготовки и увеличения толщины смазочного слоя заготовку перед ХОШ покрывают слоем носителя смазочного материала (покрытием). Покрытие должно обладать высокими пластичностью и прочностью, термостойкостью, надежным сцеплением с поверхностным слоем металла заготовки, сохранением сплошности смазочного слоя по всей поверхности заготовки при ее деформировании.

Слой носителя смазочного материала образуется в результате химической или электрохимической обработки заготовки. При ХОШ заготовок из углеродистых и низколегированных сталей наибольшее распространение получило

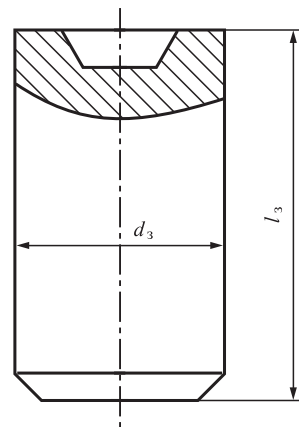


Рис. 9. Заготовка, калиброванная осадкой в закрытой матрице

фосфатирование с последующим омыливанием. В Германии вследствие значительных природных ресурсов дисульфида молибдена вместо омыливания фосфатирование заготовок сопровождают их смазыванием пастой MoS_2 .

Однако фосфатирование относится к токсичным способам подготовки поверхности металла перед ХОШ и поэтому не удовлетворяет современным требованиям безопасности технологических процессов. Для повышения безопасности технологии подготовки поверхности перед штамповкой применяют механическую обработку поверхностного слоя (галтовка, дробеструйная обработка, матирование, крацевание), сочетающую очистку поверхности от следов окалины, мелких дефектов металлургического происхождения и активацию поверхности, усиливающую адсорбцию смазочного материала [4].

Инновационным направлением, позволяющим избежать фосфатирования заготовки, является нанесение на пуансон высокопрочного самосмазывающего покрытия. С участием авторов данной статьи разработана технология изготовления такого покрытия на основе переработки титановой стружки [5].

Рациональная конструкция и фотография штампа для холодного выдавливания деталей типа стаканов приведены на рис. 10. Слева от вертикальной оси дан разрез штампа вдоль

коромысла, на которое опирается выталкиватель детали из матрицы, а справа от оси — разрез в перпендикулярном коромыслу направлении.

В приведенном на рис. 10 штампе пуансон 3, осуществляющий закрытую прошивку заготовки, установлен в пуансонодержателе 2, зафиксированном в верхней плите 1 на оси штампа. Плита 1 закреплена на ползуне прессы.

Двухбандажная матрица 4 размещена в обойме 5 и имеет возможность осевого перемещения между опорной плитой 7 и ограничительной гайкой, ввинченной сверху в обойму 5 (так называемая плавающая матрица). Обойма 5 размещена строго соосно с пуансонодержателем 2 в средней плите 6 штампа. Соосность пуансонодержателя 2 и обоймы 5 при работе штампа обеспечивают направляющие колонки 12, установленные в верхней плите, и направляющие втулки, установленные в средней плите штампа.

Размещенная в матрице 4 заготовка опирается через выталкиватель 9 на закаленную прокладку в нижней плите 8 штампа. Выталкиватель 9 представляет собой единую деталь, имеющую участок с увеличенным диаметром, контактирующий с коромыслом 10. Назначение участка с увеличенным диаметром — передать от коромысла 10 выталкивающую силу на нижний торец изготовленной закрытой прошивкой

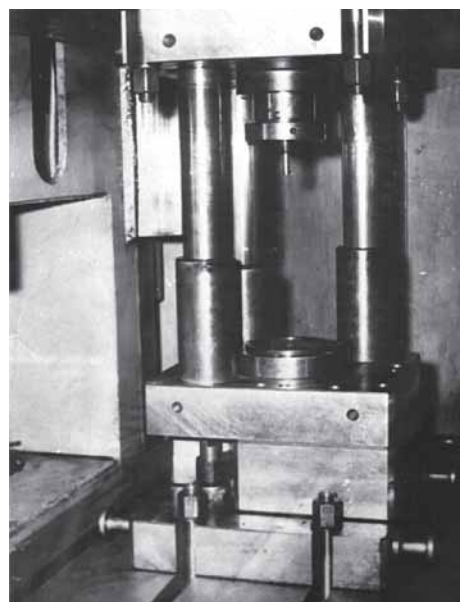
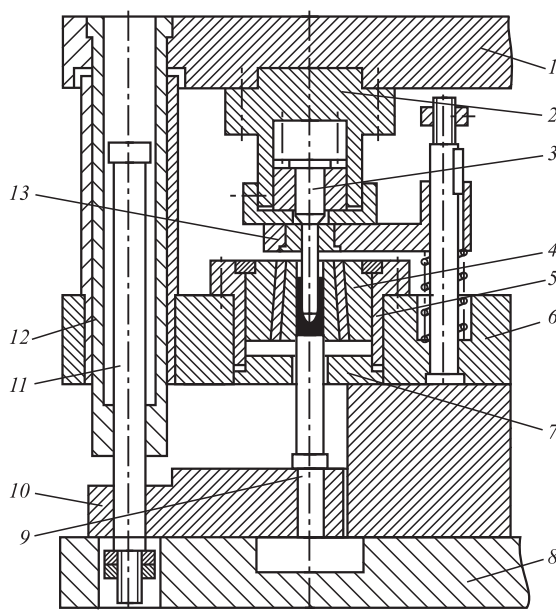


Рис. 10. Рациональная конструкция и фотография штампа для холодного выдавливания деталей типа стаканов

детали. Выталкиватель 9 изготавливают из такой же инструментальной стали, как и пуансон 3, и подвергают такой же термической обработке. Под нижним торцом выталкивателя в плите 8 размещена закаленная на высокую твердость (такую же, как и у выталкивателя) прокладка. Подъем коромысла выталкивателя осуществляется тягами 11, размещенными внутри направляющих колонок 12.

В подтверждение рациональности рассмотренной конструкции штампа можно обратиться к анализу вариантов расположения направляющих колонок и втулок, описанному в работе [6], а также их влиянию на качество выдавливаемых стаканов.

Заключение. Успешность расширения области ХОШ на производство новых типов деталей связана с применением прогрессивных формоизменяющих операций и с рациональным конструированием штампов. Штампы, приведенные на рис. 5 и 10, сконструированы для выдавливания в плавающей матрице. Такая их конструкция позволяет примерно на 10 % уменьшить удельную силу выдавливания полости в заготовке и более значительно, как следует из рис. 1 и приведенного к нему описания, повысить сопротивление усталости выдавливающих полости пуансонов.

Одновременно с указанным выше преимуществом выдавливания в плавающей матрице для конструктора штампа возникает трудность решения, например показанным на рис. 5 и 10, по обеспечению надежной опоры на нижнюю плиту выталкивателя детали из матрицы, воспринимающего полную силу выдавливания детали.

При реализации выдавливания на универсальном прессе, у которого не предусмотрена высокая жесткость стола в центральной его части, перспективной конструкцией является штамп с тремя плитами и расположением направляющих втулок, так же как и матрицедержателя, в средней плите. Данная конструкция

штампа позволяет избежать изгиба направляющих плиты колонок и достичь повышения качества выдавливаемых деталей.

Таким образом, рациональное и надежное конструирование производственных штампов, качественные разработка и изготовление его элементов, в первую очередь пуансонов, определяют успешную реализацию на практике технологии ХОШ выдавливанием деталей типа глубоких стаканов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 3. Холодная объемная штамповка. Штамповка металлических порошков / под ред. А.М. Дмитриева. 2-е изд., перераб. и доп.; под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 352 с.
2. **Дмитриев А.М., Коробова Н.В.** Экспериментальная проверка возможностей холодной объемной штамповки стаканов из конструкционных сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Том 17. № 12. С. 545–552.
3. **Филимонов Ю.Ф., Позняк Л.А.** Штамповка прессованием. М.: Машиностроение, 1964. 188 с.
4. **Головин В.А., Амиров М.Г., Митькин Ю.А.** Исходные материалы для холодной объемной штамповки и методы их подготовки под штамповку. М.: Машиностроение, 1987. 69 с.
5. **Создание** на основе переработки титановой стружки наноструктурированных износостойких самосмазывающихся покрытий на поверхностях деталей машин и технологического инструмента / А.М. Дмитриев, А.И. Беликов, Н.В. Коробова, Ю.В. Панфилов // Технология легких сплавов. 2010. № 3. С. 79–86.
6. **Конструкции** штампов для холодной объемной штамповки на универсальных прессах / В.В. Евстифеев, В.П. Кокоулин, В.М. Колесников и др. // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 1978. № 4. С. 17–20.

*Александр Михайлович Дмитриев,
д-р техн. наук, чл.-корр. РАН;*

*Наталья Васильевна Коробова, д-р техн. наук,
mt-6@yandex.ru*

А.В. Власов¹, Д.В. Кривенко¹, С.А. Стебунов², Н.В. Биба³, А.М. Дюжев¹
(¹Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана,
²ООО "КванторФорм", г. Москва, ³Micas Simulation Ltd., Великобритания)

Проектирование предварительных переходов при осевой горячей объемной штамповке методом изотермических поверхностей. Часть 2. Особенности применения метода изотермических поверхностей для сложных поковок

Предложен метод изотермических поверхностей для проектирования гравюры штампа предварительного перехода при объемной штамповке вдоль оси заготовки. Практическое применение метода выявило особенности его использования для различных типов поковок. Рассмотрены особенности применения метода для поковок различных форм. Метод иллюстрирован промышленными примерами. Алгоритм проектирования использует программу QForm для построения изотермических поверхностей и проверки качества спроектированной геометрии штампов путем конечно-элементного моделирования, а также специально разработанный вариант САПР QFormDirect на базе SpaceClaim™.

Ключевые слова: горячая объемная штамповка; проектирование предварительных переходов; метод изотермических поверхностей; метод конечных элементов; QForm.

The isothermal surfaces method for preform design is proposed. The procedure for determining of the preform shape is given. The features in using of the method for forgings with various shapes are considered. The method is illustrated by industrial examples. The design algorithm uses the QForm metal forming simulation software to build isothermal surfaces and check the quality of the designed die geometry by finite element modeling, as well as specially developed version of the QFormDirect CAD based on SpaceClaim™.

Keywords: hot forging; preform design; isothermal surfaces method; finite element method; QForm.

Введение. Настоящая статья является продолжением статьи [1], в которой дан обзор работ, посвященных методике проектирования предварительных переходов при горячей объемной штамповке, рассмотрена математическая основа метода изотермических поверхностей для проектирования гравюры штампа предварительного перехода при объемной штамповке вдоль оси заготовки, приведена процедура выполнения проектных операций, позволяющая спроектировать гравюру предварительного штампа, обеспечивающую получение в окончательном переходе бездефектной поковки.

Метод использует электрогидродинамическую аналогию [2] и основан на ранних работах Г.Я. Гуна [3, 4] по профилированию волоочильных матриц с помощью эквипотенциальных поверхностей электростатического поля в объеме между контурами заготовки и контуром конечной детали, получивших независимое развитие в более поздних работах Lee, Cai, Guan и др. [5–7].

Для построения геометрии предварительного ручья используются изотермы стационарного

теплового поля в объеме, образованном контуром исходной заготовки, помещенной внутрь модифицированного контура поковки [8]. Программу QFormDirect применяют для геометрических построений, а QForm — для определения изотермических поверхностей и последующей верификации разработанного технологического процесса конечно-элементным моделированием пластической деформации. Реализована прямая передача геометрических данных из QFormDirect в QForm и результатов моделирования из QForm в QFormDirect [9].

Процедура построения геометрии предварительного контура с использованием метода изотермических поверхностей (методика внутреннего нагрева) заключается в следующей последовательности шагов [1]:

1. Создание или импорт в QFormDirect трехмерной модели окончательного ручья.

2. Создание так называемой термической сборки. Термическая сборка создается отдельно для каждого штампа. Модель заготовки помещают внутрь штампа таким образом, чтобы между

заготовкой и поверхностью штампа оставался небольшой зазор (обычно 1...2 мм). Объем, заключенный между заготовкой и контуром штампов, обрезается по контуру мостика облойной канавки с помощью стандартных штамповочных уклонов. В этом объеме в дальнейшем решается задача отыскания стационарного теплового поля.

3. Автоматический экспорт полученной модели в QForm, где производится расчет стационарного теплового поля методом конечных элементов.

4. Выбор подходящей изотермы и импорт ее обратно в QFormDirect с использованием специального формата геометрии csv3d, который содержит поверхность в виде трехмерной конечно-элементной сетки.

5. Преобразование сетки в гладкую геометрическую поверхность средствами QFormDirect и SpaceClaim™.

6. Создание трехмерных моделей штампов путем вычитания из модели штампового кубика моделей изотермических поверхностей, обеспечивая средствами QFormDirect необходимых объемов полостей верхнего и нижнего штампов.

7. Автоматическое формирование конечно-элементных моделей штампов с передачей в QForm для проверки качества спроектированной геометрии штампов конечно-элементным моделированием.

Практика применения метода показала, что использование тепловой сборки по рассмотренной методике внутреннего нагрева (заготовка помещается внутрь штампа) хорошо работает для осесимметричных и близких к ним поковок, в которых нет труднозаполнимых полостей, обеспечивая отсутствие поверхностных дефектов (прежде всего прострелов и зажимов) в готовой поковке и автоматически устанавливает надежное центрирование заготовок при передаче из ручья в ручей. Однако, если размеры поковок в плане вдоль координатных осей значительно отличаются, то контур полученного по такой методике предварительного ручья не является рациональным и иногда приводит к появлению зажимов, прострелов и утяжин.

Особенности применения метода изотермических поверхностей для сложных поковок. При значительной асимметрии поковки расстояние от изотерм до внешней поверхности существенно отличается для различных поверхностей штампа. Это

приводит к слишком сглаженной форме периферийных областей.

В качестве примера рассмотрим поковку фланца (рис. 1, см. обложку), штампуемую из стали 28Cr4 (1.7030 DIN, 5130 AISI, 30X ГОСТ). Заготовка $\varnothing 100 \times 238$ мм. Исходная технология предполагает три перехода штамповки. Гравюра штампа предварительного перехода спроектирована по традиционной методике, т.е. практически повторяет гравюру окончательного штампа с увеличенными припусками, уклонами и радиусами скругления. Для обеспечения заполнения гравюры уже на промежуточном переходе использована облойная канавка с тормозящим контуром (тип III по классификации [10]). В результате возникает большая вероятность образования утяжин и зажимов (см. рис. 1).

Прогнозирование зажимов и утяжин в программе QForm осуществляется с помощью так называемых красных точек, которые отображают контакт частей внешней поверхности заготовки между собой и с помощью поля Гартфилд. Поле Гартфилд рассчитывается на основании анализа положительных деформаций в направлении нормали к поверхности деформируемой заготовки. По данным ООО "КванторФорм" при значениях поля от 0,7 и выше высока вероятность появления поверхностных дефектов в этой части поверхности поковки.

Рассчитанная по ранее изложенной методике гравюра предварительного штампа не обеспечивает бездефектной поковки. Прогнозируется появление зажима, также велика вероятность появления утяжин, хотя значение поля Гартфилд меньше, чем в исходной технологии (рис. 2).

Анализ формы предварительного штампа показал, что недостаточен набор металла

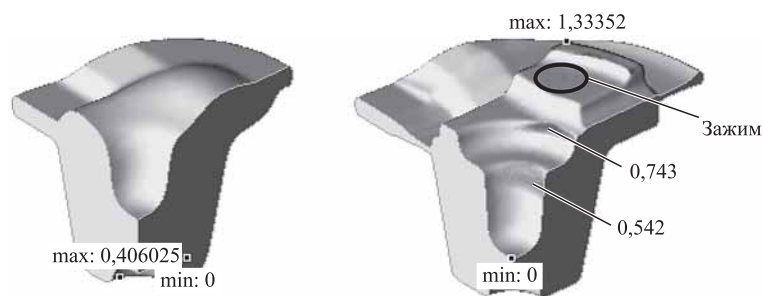


Рис. 2. Результаты моделирования процесса штамповки (предварительная и окончательная штамповка) детали "фланец" с предварительным переходом, спроектированным по методике внутреннего нагрева (указаны значения поля Гартфилд в опасных областях)

в области фланца в верхнем штампе. Ликвидация этого эффекта возможна, если в тепловой сборке дополнительно к заготовке добавить поверхность разъема между верхним и нижним штампом (рис. 3, а, см. обложку). В этом случае в верхней части заготовка поглощается поверхностью разъема.

Форма заготовки после предварительного ружья (рис. 4, а, см. обложку), спроектированного по модифицированной процедуре, существенно отличается от формы заготовки после предварительного перехода по исходной технологии (см. рис. 1). Результаты моделирования технологического процесса штамповки с новой гравюрой штампа предварительного перехода (см. рис. 4, а) показали, что в окончательном штампе прогнозируется получение поковки без зажимов и с минимальным риском появления утяжин (рис. 4, б).

Существует группа поковок с глубокими полостями, для которой более эффективной является процедура внешнего нагрева. Контур заготовки увеличивается и охватывает контур готовой поковки. Уравнение Лапласа для стационарного теплового поля решается в области между контуром (поверхностью) готовой поковки и контуром (поверхностью) заготовки, масштабированной таким образом, чтобы охватывать готовую поковку.

Рассмотрим методику на примере штамповки поковки вилки из стали С45 EN (1.0503 DIN, сталь 45 ГОСТ)¹. Заготовкой является прокат квадратного сечения $\square 60 \times 150$ мм. Исходный технологический процесс трехпереходный — осадка, предварительная и окончательная штамповка (на рис. 5 осадка не показана). Штамп предварительного перехода спроектирован по традиционной методике, когда основное перераспределение металла и практически полное оформление наружного контура осуществляется именно в предварительном переходе, а в окончательном переходе достигается только размерная точность. В готовой поковке зажимы не прогнозируются, однако прогнозируется незаполнение глубокой полости (поле "дистанция до инструмента") на 1,1 мм.

При использовании методики внутреннего нагрева для создания предварительного штампа изотермы плохо "проникают" внутрь глубоких полостей. В результате контур предварительного штампа проектируется с неглубокими поло-

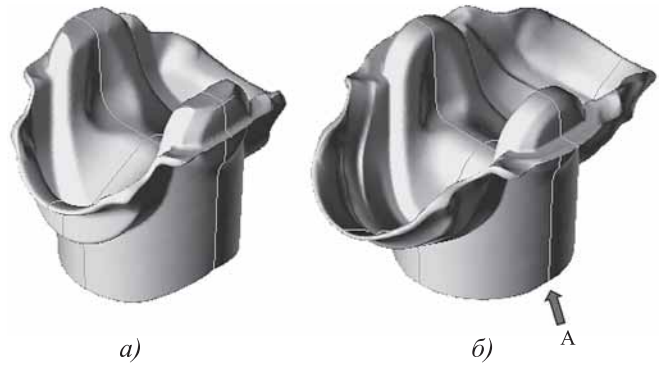


Рис. 5. Результаты моделирования процесса штамповки детали "вилка":

а — предварительная штамповка; б — окончательная штамповка; по стрелке А — незаполнение полости штампа 1,1 мм. Используются две плоскости симметрии

стями, что приводит к необходимости применять выдавливание и оформление полостей на этапе окончательной штамповки. В то же время известно [10], что глубокие полости лучше заполняются не выдавливанием, а осадкой. При методике внешнего нагрева удастся заполнить глубокую полость уже на этапе предварительной штамповки. На рис. 6 представлена тепловая сборка для реализации методики внешнего нагрева на примере верхнего штампа и результаты моделирования теплового поля в программе QForm.

Методика внешнего нагрева имеет существенный недостаток — изотермические поверхности всегда охватывают контур окончательного штампа, поэтому для обеспечения установки заготовки в окончательный штамп необходимо пропорционально сместить изотермический контур таким образом, чтобы он поместился внутрь контура окончательного

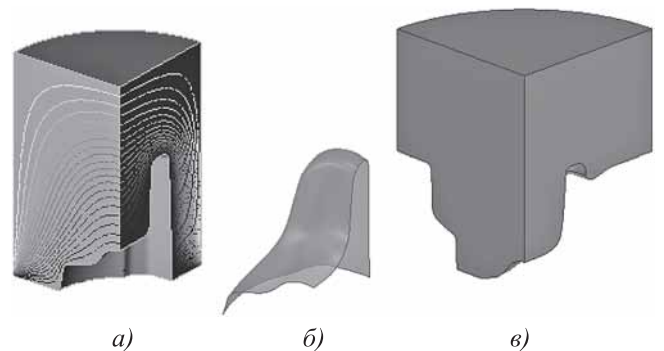


Рис. 6. Проектирование гравюры штампа по методике внешнего нагрева (с учетом двух плоскостей симметрии):

а — тепловая сборка; б — 3D-модель поверхности выбранной изотермы с учетом пропорционального смещения; в — 3D-модель верхней вставки предварительного штампа

¹ Пример предоставлен компанией Bonanomi Saule SpA, Италия.

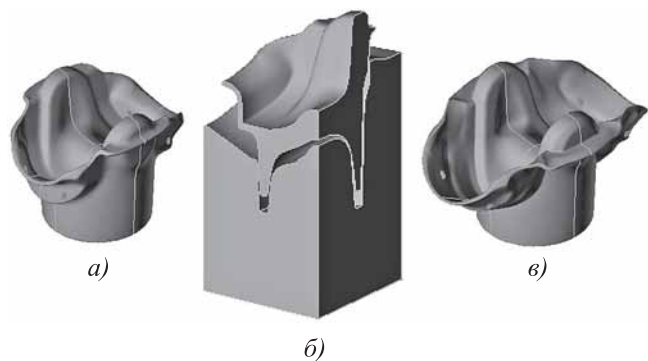


Рис. 7. Результаты моделирования процесса штамповки детали "вилка" с новой гравюрой предварительного перехода:
a — предварительная штамповка; *б* — центрирование заготовки в окончательном штампе; *в* — окончательная штамповка

штампа. Эта процедура легко осуществляется средствами QFormDirect, созданного на базе SpaceClaim. Для рассматриваемой детали выполнено смещение контура на 1 мм. Это обеспечило надежное позиционирование заготовки в окончательном штампе (рис. 7, б).

Спроектированный контур предварительного штампа позволил заполнить полости на всю глубину (рис. 7, а), что облегчило оформление глубоких полостей в окончательном штампе. Полное заполнение штампа по результатам моделирования прогнозируется за 1,2 мм до конца рабочего хода (рис. 7, в). Поверхностных дефектов (прострелов и утяжин) не прогнозируется. Небольшие зажимы возможны только в облое.

Еще одним частным случаем, требующим корректировки методики построения изотермических поверхностей, являются поковки, близкие к осесимметричным, имеющие незначительные выступы (рис. 8, а). Прямое применение методики приводит к неоправданному усложнению гравюры промежуточного ручья за счет этих выступов. Причем высота выступов в предварительном ручье при построении по изотермическому контуру оказывается незначительной (рис. 8, б) и существенного влияния на заполнение контура штампа в окончательном ручье не оказывает. В то же время такие выступы в предварительном ручье усложняют не только изготовление гравюры, но и центрирование заготовки в предварительном ручье.

Исходный технологический процесс состоит из тех переходов — осадка, предварительная и окончательная штамповка (рис. 9). Образование зажимов прогнозируется уже на предварительном переходе (см. рис. 9, а). В оконча-

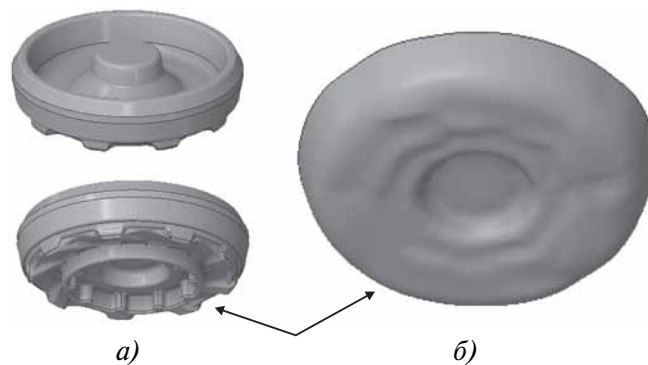


Рис. 8. Поковка крышки:

a — поковка; *б* — изотермическая поверхность нижней части поковки для построения гравюры штампа предварительного перехода в увеличенном масштабе

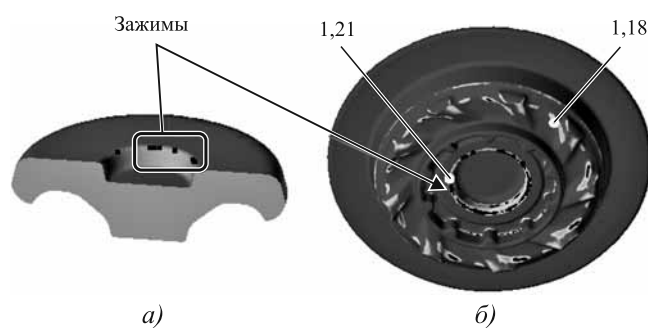


Рис. 9. Результаты моделирования исходного процесса штамповки крышки:

a — предварительный переход; *б* — окончательный переход. Указаны значения поля Гартфилд в опасных точках

тельном штампе прогнозируется формирование дополнительных зон, в которых возможны утяжины, на что указывают запредельные значения поля Гартфилд (см. рис. 9, б).

Для построения тепловой модели в этом случае строится упрощенная осесимметричная модель поковки (рис. 10), образованная из исходной заготовки путем удаления малых выступов на нижней части поковки.

Для построения гравюры предварительного штампа использована изотерма $T = 0,025$. Заготовка на предварительном переходе стала осесимметричной, что упрощает изготовление гравюры штампа. Моделирование технологического процесса с предварительным переходом, построенным по приведенной методике, показало отсутствие прогнозируемых зажимов, утяжин и прострелов при полном заполнении гравюры штампа (рис. 11).

Результаты и выводы. Практика проектирования геометрии предварительных переходов методом изотермических поверхностей показала, что геометрическая форма детали значительно влияет на методику построения

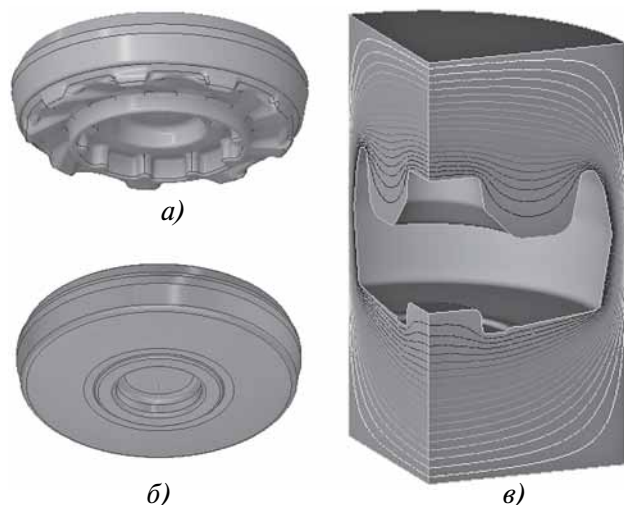


Рис. 10. Упрощение поковки крышки для создания тепловой модели:

a — исходная поковка; *б* — упрощенная осесимметричная поковка; *в* — тепловое поле, построенное по методике внешнего нагрева



Рис. 11. Результаты моделирования процесса штамповки поковки крышки с гравюрой предварительного ручья, спроектированной по тепловой модели:

a — предварительный ручей; *б* — окончательный ручей. Максимальные значения поля Гартфилд в окончательном ручье не превышают 0,6

изотермических поверхностей для получения бездефектной конечной поковки.

В зависимости от конфигурации поковки следует выбрать одну из четырех методик построения тепловой модели и изотермической поверхности для создания модели гравюры штампа:

1. Внутренний нагрев — для относительно простых осесимметричных и близких к ним поковок, у которых отношение максимального и минимального размера в плане незначительно больше 1.

2. Внутренний нагрев с поверхностью разъема — для поковок, у которых максимальный и минимальный размеры в плане существенно отличаются. В частном случае неглубоких полостей достаточно осуществлять нагрев только поверхностью разъема.

3. Внешний нагрев — для поковок с глубокими труднозаполнимыми полостями.

4. Внешний или внутренний нагрев упрощенной поковки — для поковок с незначительными по глубине отрезками для упрощения гравюры промежуточного ручья.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Проектирование** предварительных переходов при осевой горячей объемной штамповке методом изотермических поверхностей. Часть 1. Обзор методов проектирования предварительных переходов. Теоретические аспекты метода изотермических поверхностей и методика расчета геометрии предварительного перехода / А.В. Власов, Д.В. Кривенко, С.А. Стебунов, Н.В. Биба, А.М. Дюжев // Заготовительные производства в машиностроении. 2021. Т. 19. № 5. С. 214—220.

2. **Седов Л.И.** Механика сплошной среды: учебник для вузов. МГУ им. М.В. Ломоносова. 6-е изд. СПб.: Лань, 2004. Т. 1. 528 с.

3. **Пластическое** формоизменение металлов / Г.Я. Гун, П.И. Полухин, В.П. Полухин, Б.А. Прудковский. М.: Металлургия, 1968. 416 с.

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

5. **Lee S.R. et al.** A new method of preform design in hot forging by using electric field theory // International Journal of Mechanical Sciences. 2002. Vol. 44. No. 4. P. 773—792.

6. **Cai J., Li F., Liu T.** A new approach of preform design based on 3D electrostatic field simulation and geometric transformation // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2011. Vol. 56. No. 5—8. P. 579—588.

7. **Guan Y. et al.** Preform design in forging process of complex parts by using quasi-equipotential field and response surface methods // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2015. Vol. 79. No. 1—4. P. 21—29.

8. **Власов А.В., Кривенко Д.В.** Использование конечно-элементной тепловой модели для проектирования предварительных переходов процессов горячей объемной штамповки // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. 2019. № 5. С. 96—107.

9. **Closed Die Forging Preform Shape Design Using Isothermal Surfaces Method** / N. Biba, A. Vlasov, D. Krivenko, A. Duzhev, S. Stebunov // Procedia Manufacturing. 2020. Vol. 47. P. 268—273.

10. **Ковка** и штамповка: справочник. В 4 т. Т. 2. Горячая объемная штамповка. 2-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.И. Семенова. М.: Машиностроение, 2010. 720 с.

Андрей Викторович Власов, д-р техн. наук,
anvvlasov@bmstu.ru;

Дмитрий Витальевич Кривенко;

Сергей Александрович Стебунов, канд. техн. наук;

Николай Викторович Биба, канд. техн. наук;

Алексей Михайлович Дюжев



Обзор патентов по прокатно-волочильному производству

Производственная установка для производства стального листа и способ производства стального листа (патент на изобретение RU 2741033 C1, опубл. 22.01.2021, авторы: УЭОКА С. (JP), ХОРИЭ М. (JP), ТАМУРА Ю. (JP), АДАТИ К. (JP), патентообладатель ДжФЕ СТИЛ КОРПОРЕЙШН (JP)). Установка содержит стан горячей прокатки, первое устройство правки формы и устройство ускоренного охлаждения, расположенные в указанном порядке. Устройство ускоренного охлаждения содержит удаляющие воду валки, которые ограничивают стальной лист сверху и снизу, и систему регулирования, которая регулирует силу давления, прикладываемую для ограничения стального листа.

В результате обеспечивается равномерное охлаждение горячего стального листа на производственной линии для производства плоского стального листа однородного качества.

Способ прокатки угловых асимметричных профилей (патент на изобретение RU 2741875 C1, опубл. 29.01.2021, автор Курочкин В.В., патентообладатель АО "ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат") преимущественно железнодорожного, типа уголка контррельсового, включает многопроходное обжатие нагретой заготовки в валках с калибрами, начальное формирование профиля в несимметричных ящичных калибрах и после кантовки на 90° прокатку в чередующихся открытых и закрытых фасонных подготовительных калибрах и окончательное формирование профиля.

Окончательное формирование профиля производят в предчистовом калибре, являющемся контрольным, который повернут на 45° относительно чистового и предыдущих калибров с расположением разъемов калибров в поверхностях, образующих радиус ($R10$), сопряженный с выпуском калибра 8 %, и радиус ($R3$) 5 мм, сопряженный с поверхностью контакта с подошвой рельса, с зазором между валками 5...8 мм.

В результате изобретение позволяет обеспечить точное выполнение геометрии профиля, исключить его скрученность, получить необходимые радиусы закругления в местах разреза калибров, повысить устойчивость и качество проката.

Системы и способы для управления планшетностью металлической подложки с применением прокатки под низким давлением (патент на изобретение

RU 2741942 C1, опубл. 29.01.2021, авторы: ШАФИЭИ М. (US), ГЕНСБАУЭР Д.Э. (US), ГЕХО Д.Э. (US), ХОББИС Э.Д. (CA), МИК С.Л. (US), патентообладатель НОВЕЛИС ИНК. (US)) в чистой линии.

Система содержит рабочую клетку чистой линии, множество исполнительных механизмов, устройство для измерения планшетности и контроллер. Рабочая клетка содержит пару вертикально-выровненных рабочих валков. Первый рабочий валок из пары рабочих валков содержит множество зон управления планшетностью, выполненных с возможностью приложения локализованного давления к соответствующей области на подложке. Каждый исполнительный механизм соответствует одной из множества зон управления планшетностью. Устройство для измерения планшетности выполнено с возможностью измерения фактического профиля планшетности подложки. Контроллер выполнен с возможностью регулировки множества исполнительных механизмов таким образом, что обеспечена возможность изменения указанными локализованными давлениями фактического профиля планшетности для достижения требуемого профиля планшетности на выходе из рабочей клетки. Толщина подложки уменьшается от 0 до 1,0 %, а длина подложки увеличивается от 0 до 1,0 %, когда подложка выходит из рабочей клетки.

Стан круговой прокатки с формовочными валками и способ контроля положения валка такого прокатного стана (патент на изобретение RU 2742986 C2, опубл. 12.02.2021, автор БИРАЛЬТЕР П. (CH), патентообладатель ФОРЖ ПАТ ГМБХ (CH)). Стан содержит главную неподвижную раму, пару цилиндрических валков, соответственно внутренний и наружный, поддерживаемых первой вспомогательной рамой, установленной на главной раме, пару конических валков, поддерживаемых второй вспомогательной рамой, установленной на главной раме, узел зубчатое колесо—зубчатая рейка для поступательного перемещения валка относительно поддерживающей его вспомогательной рамы и электрический редукторный двигатель для приведения в движение зубчатого колеса узла зубчатое колесо—зубчатая рейка.

Электрический редукторный двигатель установлен неподвижно относительно одной из вспомогательных рам. В кинематическую цепь передачи

усилия между зубчатой рейкой и валком, перемещаемым этой зубчатой рейкой, включен гидравлический разгрузочный механизм. Гидравлический разгрузочный механизм содержит камеру переменного объема, питаемую жидкостью под давлением. В результате упрощается конструкция и уменьшается число операций обслуживания стана.

Способ производства круглой калиброванной стали с ультрамелкозернистой структурой (патент на изобретение RU 2743269 С1, опубл. 16.02.2021, авторы: Харитонов В.А., Усанов М.Ю., Песин А.М., Пустовойтов Д.О., Локотунина Н.М., патентообладатель ФГБОУ ВО "Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова"). Изобретение относится к производству круглой калиброванной стальной заготовки волочением.

Осуществляют волочение заготовки с обжати-ем 15...25 % во вращающейся вокруг нее роликовой волоке, имеющей три неприводных цилиндрическо-конических деформирующих ролика, установленных по окружности под углом 120° друг к другу. Используют деформирующие ролики, коническая часть которых имеет угол $\alpha = 4...8^\circ$, при этом деформирующие ролики поворачивают на угол подачи β , который больше 16°, а скорость волочения $v_{\text{вол}}$ определяют из соотношения $v_{\text{вол}} \leq \frac{l}{3}n$, где l — длина цилиндрической части деформирующего ролика, n — число оборотов роликовой волоки. В результате в заготовке создается градиентная ультрамелкозернистая структура.

Способ прокатки и транспортировки тонких полос по отводящему рольгангу широкополосного стана (патент на изобретение RU 2743386 С1, опубл. 17.02.2021, авторы: Варшавский Е.А., Рябушкин Ю.В., Абрисимов А.С., Мананников С.В., патентообладатель ПАО "Новолипецкий металлургический комбинат") может быть использован при прокатке в клетях и транспортировке по отводящему рольгангу тонких и особо тонких полос широкополосных станов горячей прокатки.

Способ прокатки и транспортировки тонких полос по отводящему рольгангу широкополосного стана, включающий синхронное торможение всех чистовых клетей вместе с полосой и роликами отводящего рольганга, отличается тем, что передний конец полосы начинают прокатывать в чистовой группе клетей на скорости выше, чем требуется для получения необходимой температуры конца прокатки, а при выходе переднего конца полосы на предпоследний или последний межклетевой промежуток все клетки стана и ролики отводящего рольганга вместе с полосой синхронно тормозят с ускорением $-(0,8...1,5) \text{ м/с}^2$ на протяжении движения переднего конца полосы по оставшимся межклетевым промежуткам чистовой группы и 10...15 м отводящего рольганга. Затем с ускорением $+(0,3...0,5) \text{ м/с}^2$ разгоняют до скорости прокатки полосы, необходимой для получения требуемой температуры конца прокатки.

В результате обеспечивается снижение вероятности взлетов и потери устойчивости при транспортировке переднего конца и появляется возможность повышения скорости прокатки полосы.

Устройство охлаждения валков (патент на изобретение RU 2743562 С1, опубл. 19.02.2021, автор Дерябин Н.С., патентообладатель ФГАОУ ВО "Южно-Уральский государственный университет (национальный исследовательский университет)"). Изобретение относится к прокатному оборудованию, в частности к устройствам и системам охлаждения прокатных валков станов горячей прокатки.

Техническая задача заявленного решения направлена на повышение производительности и улучшение качества поверхности и кромки прокатываемых листов стана горячей прокатки за счет обеспечения необходимого усилия прокатки. Технический результат заявленного решения направлен на исключение попадания охлаждающей жидкости на прокатываемую полосу для обеспечения требуемого температурного интервала деформирования.

Устройство охлаждения верхнего рабочего валка прокатной клетки, содержащее насосную станцию, соединенную с трубопроводом подачи охлаждающей жидкости, коллекторы подачи охлаждающей жидкости, расположенные на боковых поверхностях верхнего рабочего валка, трубопроводы отвода охлаждающей жидкости и подстантовый лоток, отличается тем, что коллекторы подачи охлаждающей жидкости снабжены смачиваемым материалом, прилегающим к боковой поверхности верхнего рабочего валка, а в трубопроводах подачи охлаждающей жидкости насосной станции к коллекторам установлены электромагнитные клапаны.

Способ производства холоднокатаного высокопрочного проката из двухфазной ферритно-мартенситной стали (патент на изобретение RU 2743946 С1, опубл. 01.03.2021, авторы: Родионова И.Г., Павлов А.А., Бакланова О.Н., Ефимов А.А., Карамышева Н.А., Чиркина И.Н., Денисов С.В., Телегин В.Е., Лукьянчиков Д.Ю., Андреев С.Г., Мастяев А.В., патентообладатель ПАО "Магнитогорский металлургический комбинат"), используемого в автомобильной промышленности.

Способ включает выплавку стали, разливку, горячую прокатку, холодную прокатку и рекристаллизационный отжиг. Выплавляют сталь, содержащую, % мас.: 0,11...0,15 С; 0,02...0,50 Si; 2,0...2,4 Mn; 0,25...0,55 Cr; 0,10...0,30 Mo; 0,01...0,03 Nb; Fe и неизбежные примеси — остальное. Температура окончания горячей прокатки 830...880 °С. Отжиг осуществляют в агрегате непрерывного отжига при режиме, включающем нагрев до температуры отжига 760...800 °С, выдержку, замедленное охлаждение до температуры ниже A_{r3} , ускоренное охлаждение до температуры начала перестаривания, перестаривание и окончательное охлаждение. Температура окончания ускоренного охлаждения 250...300 °С.

Натяжение проката на стадиях нагрева и выдержки соответствует удельной нагрузке 8...10 Н/мм², на стадиях замедленного и ускоренного охлаждения — 9...11 Н/мм², а на стадии перестаривания — 6...8 Н/мм².

Обеспечивается повышение штампуемости холоднокатаного высокопрочного проката из двухфазной ферритно-мартенситной стали.

Профиль угловой гнутый из металлической полосы и металлоконструкция, содержащая профиль (патент на изобретение RU 2745829 C1, опубл. 01.04.2021, авторы: Сорокин А.М., Быстров В.В., Смирнов Н.А., патентообладатель ПАО "Северсталь"). Изобретение относится к продуктам металлургической промышленности, а именно к прокатным профилям, произведенным методом гибки из металлической полосы.

Профиль угловой гнутый из металлической полосы содержит две полки, расположенные под углом друг к другу и соединенные между собой участком цилиндрической формы, выпуклой стороной направленной наружу с центром кривизны внутри профиля. По крайней мере между одной из полок и выпуклым цилиндрическим участком выполнен вогнутый цилиндрический участок с центром кривизны с наружной стороны профиля, при этом выпуклый цилиндрический участок ограничен центральным углом в соответствии с формулой: $\beta = \alpha + (\varphi_1 + \varphi_2)$, при $90^\circ < \beta < 180^\circ$, где β — центральный угол выпуклого цилиндрического участка, α — угол между полками профиля, φ_1, φ_2 — центральные углы вогнутых цилиндрических участков.

Технический результат заключается в повышении несущей способности профиля углового гнутого из металлической полосы при низкой металлоемкости, простоте изготовления решетчатых металлоконструкций из угловых профилей и возможности антикоррозионной обработки внутренних и наружных поверхностей профилей (дробеструйная или пескоструйная обработка и окрашивание).

Способ производства проката прямоугольного сечения из некондиционного проката круглого сечения (патент на изобретение RU 2745920 C1, опубл. 02.04.2021, авторы: Килишевский О.В., Рубцов В.Ю., Тютерев В.В., Кавун Д.Е., Свириденко В.В., Чурилов В.С., Шведов К.Н., патентообладатель АО "ЕВРАЗ Нижнетагильский металлургический комбинат"), включающий нагрев круглой заготовки и последовательную прокатку в калибрах станов, отличается тем, что прокатку осуществляют в группе универсальных клетей в универсальных калибрах с добавлением калибров двухвалковой системы в

качестве вспомогательных, до получения профиля прямоугольной формы требуемых размеров. При этом отношение площади поперечного сечения круглой заготовки к площади поперечного сечения получаемого прямоугольного профиля превышает 1,3.

Обеспечивается получение сортового проката широкого сортамента при отсутствии возврата в переплавку и связанных с этим затрат.

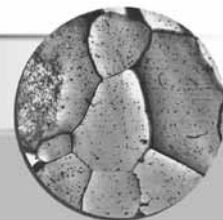
Способ получения высокопрочного толстолистового стального проката на реверсивном стане (патент на изобретение RU 2745831 C1, опубл. 01.04.2021, авторы: Митрофанов А.В., Барабошкин К.А., Киселев Д.А., Кузнецов Д.В., Тихонов С.М., Серов Г.В., патентообладатель ПАО "Северсталь") может быть использован для получения низколегированных трубных сталей.

Способ включает выплавку непрерывнолитой стальной заготовки, ее нагрев и выдержку при температуре, черновую прокатку, подстуживание на воздухе и последующую чистовую прокатку на заданную толщину листа и его правку. Непрерывнолитую заготовку изготавливают из стали со следующим соотношением элементов, % мас.: $\leq 0,08$ C; $\leq 1,0$ Mn; $\leq 0,3$ Si; $\leq 0,03$ Al; 1,2...2,1 (Cu + Cr + Ni); $\leq 0,04$ Nb; $\leq 0,04$ Mo; $\leq 0,04$ V; $\leq 0,002$ S; $\leq 0,01$ P; Fe — остальное.

Черновую прокатку проводят с температурой конца деформации 930...955 °С, при частных относительных обжатиях 5...18 % с обеспечением толщины промежуточного подката в диапазоне 3,0...6,5 толщин готового листа. Чистовую прокатку до конечной толщины листа проводят при частных относительных обжатиях не менее 9 %. Последний проход осуществляют с частным относительным обжатием, необходимым для получения заданной толщины листа, при температуре конца деформации 820...860 °С.

После остывания прокатанного листа до комнатной температуры проводят его нагрев под закалку до температуры 930...960 °С с удельным временем нагрева 2,0...2,8 мин/мм толщины листа и последующую закалку в роликовой закалочной машине с ускоренным охлаждением до температуры не выше 100 °С при суммарном расходе охлаждающей воды, составляющем 600...1000 м³/ч. Обеспечивается получение листового проката категорий прочности К52—К60 с повышенной коррозионной стойкостью и хладостойкостью.

Способ отличается тем, что после закалки прокатанного листа проводят его низкотемпературный отпуск при 250...400 °С с удельным временем выдержки при этой температуре 2,0...2,5 мин/мм толщины листа и последующее охлаждение на воздухе до комнатной температуры.



УДК 620.17:669.295.5

DOI: 10.36652/1684-1107-2021-19-6-276-280

В.Н. Гадалов¹, О.М. Губанов², Д.С. Алымов¹, А.В. Филонович¹, И.В. Ворначева¹
(¹Юго-Западный государственный университет, г. Курск,
² ПАО "Новолипецкий металлургический комбинат", г. Липецк)

Разработка технологии производства и термическая обработка порошкового титанового сплава Ti6,1Al5,4V1,85Sn

Представлены сведения по технологии производства порошкового титанового сплава Ti6,1Al5,4V1,85Sn, а также результаты исследования по влиянию термической обработки на его структуру, фазовый состав и свойства. Показано, что для порошкового изделия можно рекомендовать температуру нагрева заготовок 900...950 °С, нагрев штампа до 850...900 °С с коэффициентом вытяжки $\mu \geq 9$. Повышение температуры выдавливания заготовки выше 950 °С не дает существенного прироста плотности и при низких значениях коэффициента вытяжки приводит к росту зерна структуры металла. Исследовано влияние температур закалки и старения на распад α' -мартенсита, выделения α_2 -фазы (Ti₃Al) и, в частности, при закалке образцов сплава из β -области, а также в случае закалки из ($\alpha + \beta$)-состояния.

Ключевые слова: порошковый титановый сплав; технология; закалка; старение; термическая обработка; свойства технологические, физико-химические, механические; структура; фазовый состав; порошки; изотермическое выдавливание.

Information on the production technology of powder titanium Ti6,1Al5,4V1,85Sn alloy, as well as results on the effect of heat treatment on its the structure, phase composition and properties are presented. It is shown that for powder product it is possible to recommend the heating temperature of the workpieces 900...950 °C, heating of the stamp to 850...900 °C with the elongation coefficient $\mu \geq 9$. Increase in the extrusion temperature of the workpiece above 950 °C does not give significant increase in density and, at low elongation coefficient, leads to grain growth of the metal structure. The effect of quenching and melting temperatures on the decomposition of α' -martensite, precipitation of the α_2 -phase Ti₃Al and, in particular, during quenching of alloy specimens from the β -region, as well as in the case of quenching from ($\alpha + \beta$)-state is studied.

Keywords: powder titanium alloy; technology; hardening; ageing; heat treatment; technological, physical and chemical, mechanical properties, structure; phase composition; powders; isothermal extrusion.

Для повышения химических и физико-химических свойств спеченных титановых изделий исследовали следующие титановые порошки и порошковые сплавы: ПТЭС-1; ПТЭСМ-2-1; Ti3Al; Ti6,1Al и Ti6,1Al5,4V1,85Sn. Для всех композиций определяли насыпную массу, массу утряски, текучесть, уплотняемость и формуемость.

Исследованные порошки и сплавы, кроме Ti6,1Al и Ti3Al, имели высокие значения насыпной массы 1,50...1,75 г/см³ и массы утряски 2,0...2,3 г/см³. Более низкие значения насыпной массы 1,3...1,4 г/см³ и массы утряски 1,75...1,85 г/см³ получены для сплава Ti6,1Al и еще более низкие значения 1,2...1,3 г/см³ и 1,6...1,7 г/см³ соответственно — для сплава Ti3Al.

Все порошки и сплавы имели удовлетворительную текучесть 0,1...0,5 г/с, хорошую уплотняемость и формуемость [1–3].

Из всех исследуемых порошков и сплавов прессовали заготовки при различных условиях нагружения и подвергали их последующему спеканию в вакуумной электропечи при различных режимах. Из спеченных заготовок изготавливали образцы, на которых исследовали структуру и механические свойства сплавов.

Процесс изотермического выдавливания заготовок исследовали на установке на базе прессы ДА-2238А силой 6,3 МН. Матрица и контейнер перед выдавливанием нагревались индукци-

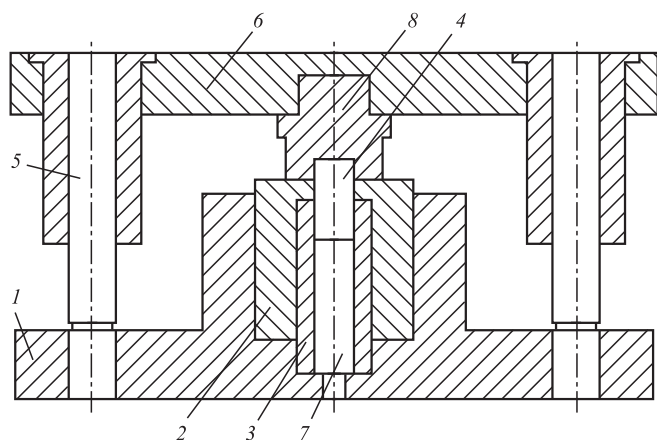


Рис. 1. Штамповый блок для изотермического выдавливания:

1 — нижняя плита; 2 — матрицедержатель; 3 — матрица; 4 — заготовка; 5 — колонка; 6 — нижняя плита; 7 — нижняя штамповая вставка; 8 — пуансон

онным нагревателем промышленной частоты. Продолжительность нагрева штампового блока (рис. 1) до 900 °С составляет 4 ч. Для защиты от нагрева нижней плиты, направляющих колонн штампа и стола пресса нижнюю плиту штампа охлаждали водой. При выдавливании регистрировали время и температуру пресса, ход пуансона и силу деформирования. Для этого штамп снабжен соответствующими датчиками и мессдозами, показания которых фиксировали стандартной тензометрической аппаратурой.

Заготовками служили цилиндрические брикеты диаметром 58 мм, высотой 87 мм и относительной плотностью 70...90 % из порошков электролитического титана.

В качестве защитно-смазочного покрытия заготовок использовали стеклоэмали ЭСП-210, ЭСГ-36 и другие, стеклосмазки № 12 и № 185. На матрицу устанавливали смазочную шайбу, изготовленную из указанных стеклосмазок со связующим материалом (жидкое стекло) и графита.

Установлено, что исходная относительная плотность заготовок 70...90 % при одних и тех же параметрах процесса существенно не влияет на качество конечного материала и пиковое давление изотермического выдавливания. С увеличением плотности заготовки повышаются работа деформации и производительность процесса [4]. Поэтому можно рекомендовать использовать заготовки относительной плотностью не ниже 85 %. Удовлетворительное качество изделий при минимальных давлениях выдавливания достигнуто при использовании в качестве покрытия заготовок стеклоэмали ЭСП-210 и смазывающей шайбы из графита.

Тонкий равномерный слой стеклоэмали сохраняется на поверхности выдавленного изделия без надрывов и после остывания легко удаляется.

На рис. 2 приведены зависимости давления выдавливания p от температуры нагрева штампа $T_{ш}$, а на рис. 3 — зависимости давления выдавливания p и относительной плотности Q от температуры выдавливания заготовки $T_{заг}$. Нагрев штампа до

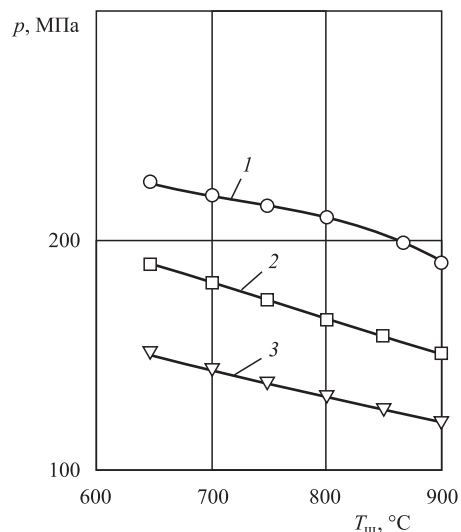


Рис. 2. Зависимости давления выдавливания p от температуры нагрева штампа $T_{ш}$ при различных коэффициентах вытяжки и температурах выдавливания заготовки:

1 — $\mu = 6,5$, $T_{заг} = 900$ °С; 2 — $\mu = 1,2$, $T_{заг} = 950$ °С; 3 — $\mu = 3$, $T_{заг} = 1000$ °С

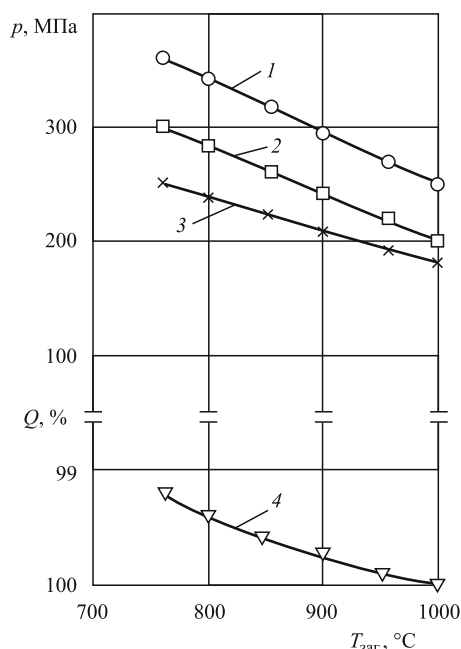


Рис. 3. Зависимости давления выдавливания p (1–3) и относительной плотности изделий Q (4) от температуры выдавливания заготовки $T_{заг}$:

1 — $\mu = 6,5$, $T_{ш} = 650$ °С; 2 — $\mu = 1,2$, $T_{ш} = 750$ °С; 3 — $\mu = 3$, $T_{ш} = 850$ °С

температуры выдавливания заготовки (см. рис. 2), при прочих равных условиях, снижает давление выдавливания.

При нагреве заготовки до 900 °С коэффициент вытяжки $\mu = 6,5$ и с увеличением $T_{ш}$ от 650 до 900 °С давление снижается с 235 до 180 МПа вследствие меньшего подствывания контактных поверхностей заготовки и более эффективного использования стеклосмазки.

С повышением $T_{заг}$ до определенных значений плотность полученных изделий возрастает (см. рис. 3, кривая 4). При температурах выдавливания заготовки ниже 800 °С существенно уменьшается плотность изделия и значительно увеличивается давление выдавливания, что снижает стойкость инструмента.

Повышение температуры выдавливания заготовки выше 950 °С не дает существенного прироста плотности и при низких значениях коэффициента μ приводит к росту зерна структуры металла.

Изотермический процесс обеспечивает получение качественного изделия плотностью 99,7...99,9 % при температуре процесса 950 °С при $\mu = 6,5$, при $\mu \geq 9$ поры не обнаружены [5, 6].

На основании проведенных исследований для выдавливания заготовок из порошков изделия можно рекомендовать температуру выдавливания заготовок 900...950 °С, нагрев штампа до 850...900 °С, коэффициент вытяжки $\mu \geq 9$.

Например, механические свойства деформированного электролитического порошка титана марок ПТЭС-1, ПТЭСМ-2-1 составляли: $\sigma_b = 468$ МПа; $\delta = 31,5$ %; $\psi = 61,2$ %; $KCU = 13$ Дж/см².

По сравнению с широко распространенным сплавом Ti6,1Al4V исследуемый сплав Ti6,1Al5,4V1,8Sn содержит больше ванадия, являющегося стабилизатором β -фазы, и обладает более высокой прочностью в отожженном и термообработанном состояниях. Химический состав сплава Ti6,1Al5,4V1,8Sn следующий, % мас.: 6,08 Al; 5,41 V; 1,78 Sn; 0,66 Cu; 0,55 Fe; 0,02 C; 0,002 N; 0,112 H.

Образцы для измерения твердости, исследования микроструктуры и рентгенографического анализа имели форму куба с длиной ребра 12,7 мм. Испытания на растяжения проводили на цилиндрических образцах диаметром 6,4 мм, а испытания на ударную вязкость — на стандартных образцах типа Шарли. Все образцы вырезали из заготовок на расстоянии 38 мм от их центра, причем разрывные и ударные образцы вырезали вдоль направления прокатки.

Нагрев образцов под закалку проводили на воздухе в течение 1 ч, а последующее охлаждение — в соляном растворе. Старение осуществляли в расплаве соли с выдержками до 32 ч и последующим охлаждением на воздухе.

Твердость по Роквеллу (шкала С) измеряли на механически полированных образцах, а для электронно-микроскопического и рентгенографического анализов полированные образцы травили в реактивах следующих составов:

1) 1 % HF в 100 мм насыщенного раствора щавелевой кислоты для образцов, гомогенизированных при температуре 843 °С;

2) 1 % HF + 12 % HNO₃ в воде — для остальных образцов.

Испытания на растяжения проводили на универсальной гидравлической машине 540 кН при скорости деформации 0,005 мин⁻¹ до удлинения 0,2 %, а затем со скоростью перемещения захватов 5 мм/мин до разрушения.

Изучение влияния температуры закалки (т.е. температуры обработки на твердый раствор) в интервале 704...982 °С на твердость образцов выявило четыре участка изменения твердости, соответствующие различным микроструктурам. В интервале 704...788 °С твердость практически не зависит от температуры закалки и равна примерно 33...34 HRC. Относительно небольшое (на 2...3 HRC) уменьшение твердости возникает при изменении температуры от 815 до 843 °С. Дальнейшее повышение температуры закалки приводит к возрастанию твердости до 46 HRC при температуре β -превращения. При более высоких температурах закалки твердость не изменяется [7].

Влияние старения на твердость исследовали при трех температурах старения: 371, 482 и 593 °С и выдержках от 2 мин до 32 ч. Полученные результаты показали, что после закалки с 760 °С твердость незначительно увеличивается в результате старения при 371 и 482 °С и выдержках до 2 ч, а затем остается практически постоянной. В случае старения при 593 °С первоначальный рост твердости примерно на 3 HRC сопровождается ее постепенным падением [8]. Это умеренное повышение твердости, наблюдаемое при старении в условиях, когда β -фаза сохраняется после закалки до комнатной температуры, обусловлено процессами выделения второстепенных легирующих элементов, таких как медь и железо, а также α_2 -фазы (Ti₃Al) в первичной α -фазе.

В случае β — α' -превращения в процессе охлаждения при закалке максимальный рост твердости наблюдается в течение нескольких первых минут

последующего старения. Например, после закалки с 843 °С сплав в закаленном состоянии имеет твердость 33 HRC. Старение при 371, 482 и 593 °С в течение 2 мин приводит к увеличению твердости до 40, 46 и 45 HRC соответственно.

Максимальная твердость достигается в результате старения до 2 мин при 482 и 593 °С. Дальнейшее увеличение выдержки оказывает слабое влияние в случае старения при 482 °С, тогда как более длительное старение при 593 °С сопровождается падением твердости. В результате старения при 593 °С в течение 32 ч твердость снижается до 39 HRC.

После закалки с 927 °С твердость в результате 2 мин старения при 482 °С возрастает от 43 до 50 HRC. Более длительное старение приводит к слабому уменьшению твердости. Быстрый рост твердости после начальных стадий старения образцов, закаленных с 870 и 927 °С, связан с превращением $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$.

Электронно-микроскопические исследования с помощью реплик показали, что после закалки с 760 °С структура состоит из первичной α -фазы и β -фазы. В результате старения β -фаза претерпевает превращение с образованием переплетенной структуры. Закалка с 843 °С вызывает почти полное превращение β -фазы в α' -фазу. При последующем старении α' -фаза распадается на $\alpha + \beta$. В образцах, закаленных с 927 °С, структура состоит преимущественно из α -фазы, но еще присутствуют малые количества первичной α -фазы. Повышение температуры закалки из $(\alpha + \beta)$ -области ведет к уменьшению содержания первичной α -фазы. Старение и в этом случае ведет к превращению $\alpha' \rightarrow \alpha + \beta$.

Наиболее существенным результатом испытаний на растяжение являются низкий предел текучести и высокая пластичность образцов, закаленных с 815 и 927 °С. Для этого состояния характерно также низкое значение отношения предела текучести к пределу прочности (0,5...0,4).

Увеличение температуры закалки до 927 °С обеспечивает предел текучести 1050 МПа, что примерно в 2 раза больше наблюдаемого после закалки с 815 или 843 °С. При этом происходит также сильное снижение пластичности, особенно относительного сужения площади поперечного сечения от 37 % при 843 °С до 7 % при 927 °С [9–11].

Необычно низкий предел текучести и повышенная пластичность образцов, закаленных с 843 °С, связаны с наличием в них несостаренного мартенсита. Это объясняется следующими причинами:

1. Количество β -фазы в этих образцах меньше 3 %, что следует из данных рентгеноструктурного анализа. Поэтому маловероятно связывать повышение пластичности с превращением β -фазы в мартенсит.

2. Старение образцов при температуре около 540 °С вызывает значительное повышение твердости. Поскольку такие высокие температуры старения исключают образование ω -фазы, то основное упрочнение связано с распадом мартенсита. Распад таких малых количеств β -фазы до равновесного состава $\alpha + \beta$, очевидно, не обеспечивает рост твердости или снижение пластичности образцов, состаренных в этих условиях.

По-видимому, рост твердости и предела текучести в интервале температур 843...927 °С обусловлен распадом мартенсита на α -фазу и субмикроскопическую β -фазу, протекающим во время охлаждения при закалке, причем степень распада связана с температурой M_n . В сплаве Ti6,1Al5,4V1,8Sn содержание ванадия в β -фазе уменьшается, а содержание алюминия увеличивается по мере повышения температуры закалки из $(\alpha + \beta)$ -области.

Так как в двойных Ti—Al-сплавах температура M_n возрастает с повышением содержания Al, в то время как увеличение содержания ванадия ведет к снижению M_n , то в исследованном сплаве рост температуры закалки должен вызывать повышение температуры M_n . Таким образом, рост твердости и предела текучести, а также уменьшение пластичности объясняются склонностью образцов к более полному распаду мартенсита в процессе охлаждения при закалке, обусловленному высокой температурой M_n . В результате старения отношение предела текучести к пределу прочности возрастает примерно до 0,85 [12].

В закаленном состоянии минимальный модуль упругости наблюдается при 815...843 °С и составляет примерно 8750 Па. При закалке образцов из β -области получали более высокие значения модуля упругости по сравнению с наблюдаемыми в случае закалки из $(\alpha + \beta)$ -области.

Старение повышает модуль упругости сплава приблизительно до 1120 Па. Несколько завышенные результаты, полученные на образцах, состаренных после закалки с 927 °С, объясняются влиянием условий испытания.

Максимальной ударной вязкостью обладают образцы, закаленные с температуры около 815 °С.

Старение при 482 °С приводит к уменьшению вязкости, усиливающемуся по мере повышения температуры закалки из $(\alpha + \beta)$ -области. После

закалки с 760 °С старение вызывает незначительное изменение ударной вязкости.

По сравнению с широко распространенным сплавом Ti6,1Al4V исследуемый сплав Ti6,1Al5,4V1,8Sn содержит больше ванадия, являющегося стабилизатором β -фазы, и обладает более высокой прочностью в отожженном и термомоделюванном состояниях.

Выводы

1. Значительное повышение прочности порошкового сплава Ti6,1Al5,4V1,8Sn может быть достигнуто соответствующим подбором температур закалки и старения вследствие трех причин: 1) распад α' -мартенсита; 2) выделение α_2 -фазы (Ti₃Al); 3) процессы выделения второстепенных легирующих элементов: меди и железа.

2. На образцах, закаленных с 760 °С, старение вызывает умеренный рост прочности при слабом уменьшении пластичности и ударной вязкости.

3. Механические свойства образцов, закаленных с температур около 815...843 °С, характеризуются низкой прочностью, высокой пластичностью и малым значением отношения предела текучести к пределу прочности. Такое сочетание свойств обеспечивает хорошую обрабатываемость сплава и легкость его деформирования при комнатной температуре. После старения закаленные из этого температурного интервала образцы приобретают максимальное упрочнение и наиболее сильно теряют пластичность.

4. Образцы, закаленные с 927 °С, обладают высокой прочностью, низкими пластичностью и вязкостью. Последующее старение приводит к дальнейшему росту прочностных свойств и падению характеристик пластичности.

5. Закалка с температур выше точки образования β -фаз приводит к низкой пластичности образцов в закаленном и состаренном состояниях.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Петридис А.В., Винокуров О.В. Особенности получения и свойства порошковых титановых сплавов при электроэрозионном диспергировании отходов металлообработки // Технология металлов. 2006. № 8. С. 19—22.

2. Хорев А.И. Создание теоретических и практических основ получения высокой и сверхвысокой конструкционной прочности перспективных тита-

новых сплавов // Сборник трудов междунар. конф. "Ti—2008 в СНГ". М., 2008. С. 248—261.

3. Пат. 225974. Спеченный термически упрочненный псевдо-альфа-сплав на основе титана / В.Н. Гадалов, В.Ф. Образцов, О.В. Колмыкова. Опубл. 12.03.2014.

4. О методах получения порошковых материалов и быстрозакристаллизованных ультрадисперсных порошков. Обзор / В.Н. Гадалов, А.В. Филонович, И.А. Ворначева, В.М. Рощупкин // Заготовительные производства в машиностроении. 2016. № 6. С. 31—39.

5. Гадалов В.Н., Петренко В.Р., Ворначева И.В. Изготовление псевдо-альфа-сплавов из порошков сплава OT4 и его свойства // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. № 8. С. 378—382.

6. Исследование быстрозакристаллизованных порошков на основе титана и никеля, полученных электроэрозионным диспергированием и возможности их компактирования / В.Н. Гадалов, С.В. Сафонов, В.Р. Петренко и др. М.: АРГАМАК-МЕДИА, 2017. 138 с.

7. Повышение износостойкости порошковых титановых сплавов выбором состава легирующих элементов / В.Н. Гадалов, С.В. Ковалев, И.В. Ворначева, А.В. Филонович // Упрочняющие технологии и покрытия. 2017. Т. 13. № 5. С. 195—197.

8. Исследования влияния термоциклической обработки на спеченные псевдо-альфа-титановые сплавы / В.Н. Гадалов, И.А. Макарова, А.Е. Гвоздев и др. // Известия Тул. гос. ун-та. Технические науки. 2018. № 4. С. 219—227.

9. Изучение порошковых титановых сплавов, полученных электроэрозионным диспергированием отходов металлообработки / В.Н. Гадалов, Д.С. Алымов, И.А. Макарова, Е.А. Ельников // Упрочняющие технологии и покрытия. 2019. Т. 5 (173). С. 201—204.

10. Повышение эксплуатационных характеристик титановых сплавов из порошков, полученных электроэрозионным диспергированием / В.Н. Гадалов, С.В. Сафонов, В.Р. Петренко и др. М.: АРГАМАК-МЕДИА, 2018. 136 с.

11. Металлография металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровыми способами / В.Н. Гадалов, В.Г. Сальников, Е.В. Агеев и др. 4-е изд. М.: ИНФРА-М, 2020. 468 с.

12. Материаловедение и материаловедение сварки: учебник / В.Н. Гадалов, В.Р. Петренко С.В. Сафонов и др. Москва; Вологда: Инфра-Инженерия, 2021. 308 с.

*Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук,
gadalov-vn@yandex.ru;*

Олег Михайлович Губанов, канд. техн. наук;

Денис Сергеевич Алымов;

Александр Владимирович Филонович, д-р техн. наук;

Ирина Валерьевна Ворначева

В.С. Муратов, М.С. Казаков
(Самарский государственный технический университет)

Влияние технологических режимов изготовления штампованных заготовок на прочностные свойства деталей ракетно-космической техники

Исследованы причины преждевременного разрушения в процессе виброиспытаний и испытаний на растяжение высоконагруженных деталей замкового механизма, изготавливаемых штамповкой из прутков стали 40X и используемых в ракетно-космической технике. Установлено, что причиной разрушения являются микрорасслоения металла, образующиеся при термической обработке. Выработаны рекомендации по корректировке режимов деформационной обработки заготовок, обеспечивающие исключение случаев преждевременного разрушения.

Ключевые слова: сталь; виброиспытание; разрушение; макроструктура; микроструктура; микрорасслоение.

The reasons for premature failure during vibratory tests and tensile tests of highly loaded parts of the locking mechanism made by stamping from AISI 5140 steel bars and used in rocket and space technology are studied. It is determined that destruction is caused by the microlaminations in metal formed during heat treatment. Recommendations for adjusting of the deformation processing modes of forgings, ensuring the exclusion of premature destruction cases, are developed.

Keywords: steel; vibratory test; failure; macrostructure; microstructure; microlamination.

Введение. В конструкциях ракет-носителей для высоконагруженных узлов обшивки корпуса характерно применение конструкционных комплексов из деталей, изготовленных из алюминиевых сплавов, сталей и других сплавов. Данный подход позволяет снизить общую массу конечного изделия и при этом обеспечить высокую эксплуатационную надежность в узлах с динамическими ударными нагрузками.

К стальным деталям в составе таких комплексов предъявляют высокие требования, в том числе и в процессе приемочных испытаний, так как в случае их неисправной работы высока вероятность возникновения аварийной ситуации [1]. Исследование причин нештатной работы и анализ особенностей разрушения деталей и узлов очень важны, поскольку позволяют предотвратить подобные ситуации.

Данная исследовательская работа была инициирована выявлением трещин на ответственных деталях узлов обшивки корпуса после

проведения виброиспытаний, имитирующих их нагружение при транспортировке.

Цель работы — установить причины преждевременного разрушения деталей из стали 40X, подвергнутых деформационно-термической обработке и используемых в высоконагруженных узлах изделий ракетно-космической техники, а также предложить меры по его предотвращению.

Объектом исследования служит деталь (рис. 1) из стали 40X, являющаяся элементом замкового механизма, удерживающего запорный клапан, который изготовлен из алюминиевого сплава АЛ23. В случае разрушения исследуемой детали высока вероятность наступления аварийной ситуации.

Методика проведения исследований. Химический состав используемой для изготовления деталей стали 40X имеет химический состав (ГОСТ 4543—2016), % мас.: 0,36...0,44 С; 0,17...0,37 Si; 0,5...0,8 Mn; 0,8...1,1 Cr; до 0,3 Cu; до 0,3 Ni; до 0,035 S; до 0,035 P.



Рис. 1. Исследуемая деталь с трещиной в зоне проушины после виброиспытаний

Виброиспытания деталей проводили на динамическом вибростенде УВЗП-6000 по режиму: первая ступень — $5 \pm 0,25$ тыс. колебаний детали, длительность колебания 5...10 мс, амплитуда ускорения 147 м/с^2 ; вторая ступень — $15 \pm 0,75$ тыс. колебаний, длительность колебания 5...10 мс, амплитуда ускорения 98 м/с^2 .

Разрушение деталей осуществляли на разрывной машине УММ-50. Механические свойства определяли на разрывной машине УТС-111.2-100-22. Макроструктуру и макро рельеф изломов исследовали на стереомикроскопе Carl Zeiss Stemi 2000С. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axiovert A1.

Для определения возможности выявления дефектов неразрушающими методами применяли методы рентгенографии (рентгеновский аппарат "Руслан-320-26"), ультразвукового (дефектоскоп УД2-70) и магнитопорошкового контроля по ОСТ 92-4607—85 (дефектоскоп МДС-5).

Результаты исследований и их обсуждение.

На рис. 1 приведена исследуемая деталь с трещиной в зоне проушины, появившейся в результате проведения виброиспытаний.

Для установления причин появления трещин исследовано формирование структуры и свойств стали на последовательных этапах технологического процесса, представляющий собой комбинированную деформационно-термическую обработку материала [2—5].

Исследуемые детали изготовлены штамповкой из пруткового полуфабриката в три перехода. В качестве исходного полуфабриката использован пруток диаметром 60 мм. При этом перед первым переходом формообразования штампом после нагрева до температуры $1180 \text{ }^\circ\text{C}$ пруток подвержен предварительной осадке в продольном направлении примерно на 25 %

(с высоты 150 до 110 мм). Эскиз штамповки представлен на рис. 2.

Схема штамповки в течение трех переходов идентична и показана на рис. 3. Волокнистая структура штампованной заготовки (формируемой из прутка диаметром 60 мм) после первого и третьего перехода приведена на рис. 4, при этом макротемплет изготовлен в сечении, перпендикулярном плоскости разъема штампа.

Как видно из приведенных рисунков, направление волокна, сформированное в штампованной заготовке после третьего перехода, в целом совпадает с направлением волокна в исходном прутке, а в зоне проушины у края, как и с противоположной стороны, наблюдается повышенная плотность волокна. Также следует отметить, что данные зоны являются местами выхода облоя.

Сопоставление рис. 1—4 показало, что при проведении виброиспытаний на деталях трещины образуются в зоне проушины по плоскости разъема штампа.

Для определения максимальной разрушающей силы (по нормативным документам

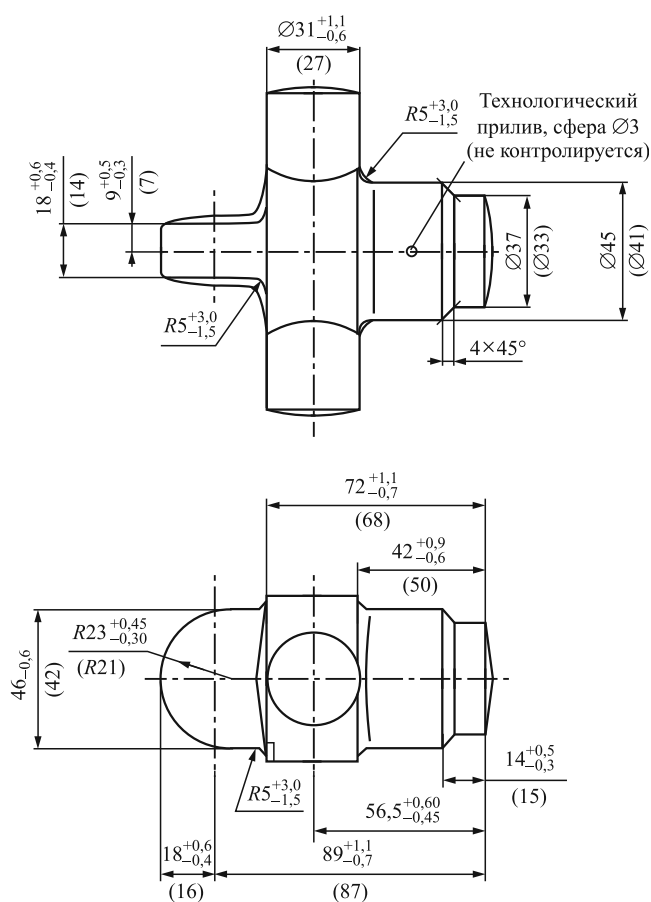


Рис. 2. Эскиз исследуемой штампованной заготовки

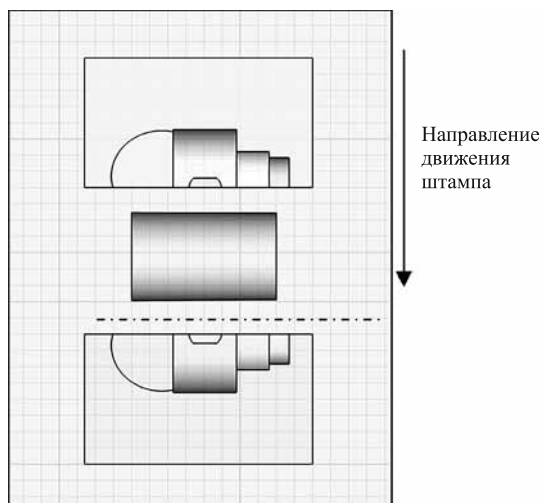
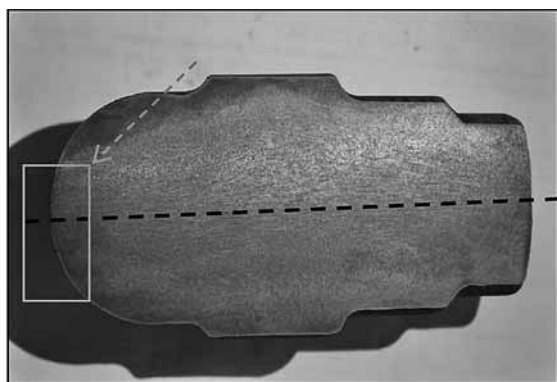
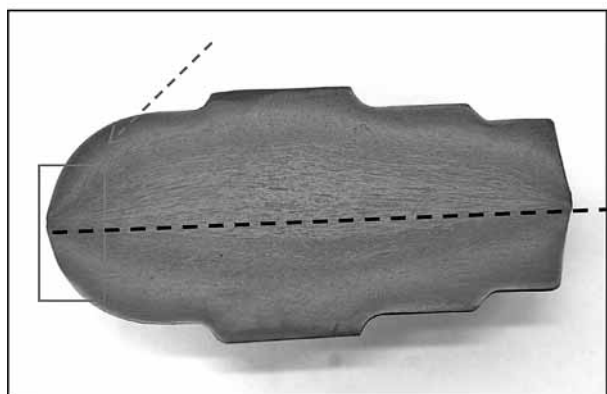


Рис. 3. Схемы штамповки исследуемой детали

не менее 148 кН) и выяснения причин образования трещин в деталях дополнительно испытаниям на растяжение были подвергнуты 20 деталей одной кузнечной партии, полученных из прутка диаметром 60 мм. Детали



а)



б)

Рис. 4. Макроструктуры штампованной заготовки:

а — после первого перехода; б — после третьего перехода; --> — зона проушины в штампованной заготовке до механической обработки; --- — плоскость разреза штампа

подвергали термической обработке по режиму: закалка с температуры 840...860 °С в масле, отпуск 380...420 °С, охлаждение в воде. Достижимый уровень свойств деталей: предел прочности 1580...1590 МПа; предел текучести 1420...1430 МПа; относительное удлинение 5,2...6,0 %; относительное сужение 37,0...46,0 %; твердость 45...46 HRC, что соответствует требованиям нормативных документов.

Сила при испытании приложена к стержню, вставленному в отверстие проушины. При этом значения сил разрушения составили от 57 до 89 кН. Испытаниям на растяжения подвергнуты также и детали с трещиной после виброиспытаний.

В процессе проведения испытаний на растяжение деталей без предшествующих виброиспытаний установлена общая закономерность. Разрушение происходит в зоне проушины и имеет двухстадийный характер. На первой стадии происходит зарождение и развитие трещины в плоскости разреза штампа, затем (вторая стадия) зарождаются боковые трещины, после чего происходит окончательное разрушение детали. Деталь в составе сборки после разрушения представлена на рис. 5.

На рис. 6, а показана поверхность разрушения детали в области трещины, образовавшейся в ходе виброиспытаний. Излом имеет грубый слоистый рельеф, характерный для древовидных изломов, что обуславливается высокой анизотропией свойств и волокнистостью, присущей данной зоне штамповки. В изломе имеется плоский вытянутый участок темного цвета

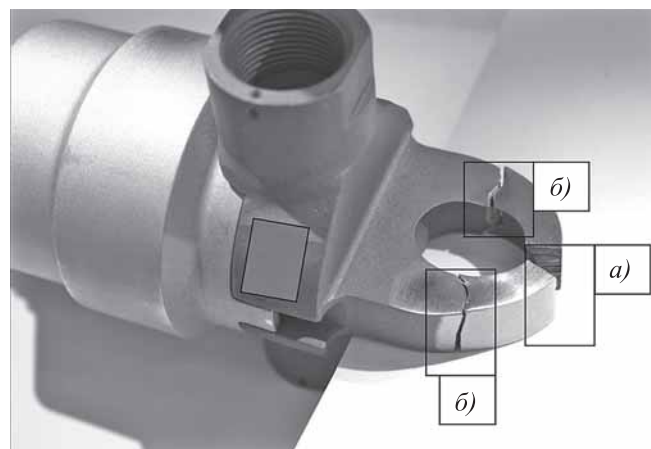
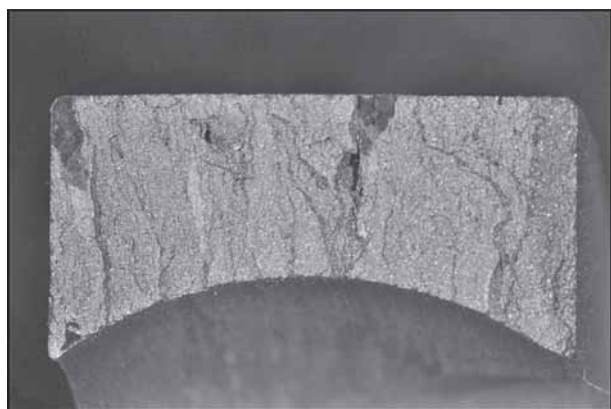
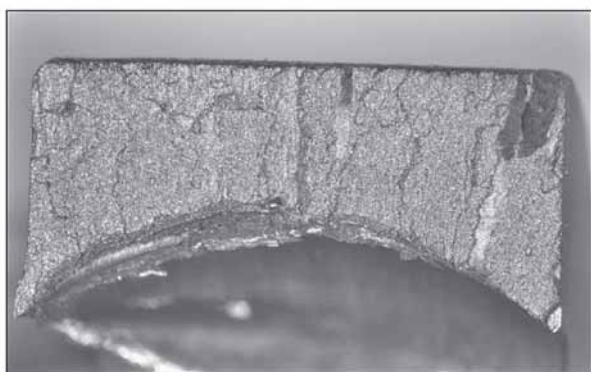


Рис. 5. Деталь после разрушения при испытаниях на растяжение:

а — разрушение в плоскости разреза штампа; б — разрушение по боковым направлениям



а)



б)

Рис. 6. Излом в плоскости разъема штампа:

а — разрушение при виброиспытаниях; б — разрушение при испытаниях на растяжение

с гладкой поверхностью, внешний вид которого характерен для разрушения по расслоению [6]. Аналогичные участки также наблюдали и в изломах в плоскости разъема штампа при проведении испытаний на растяжение деталей без предварительных виброиспытаний (рис. 6, б).

На деталях, подвергнутых испытаниям на растяжение, с трещиной после виброиспытаний к окончательному разрушению приводят боковые трещины (аналогично второй стадии при испытаниях на растяжение деталей без виброиспытаний). Излом в данном месте мелкозернистый, хрупкий, блестящий. Выявлены три зоны развития разрушения: зарождение трещины, развитие трещины и долом (рис. 7). Темных плоских участков в изломе не обнаружено.

При изучении темных участков излома при увеличении 1000 на их поверхности выявлены следы окалины, что обусловлено попаданием воздуха в микронесплошности, имеющие выход на поверхность, в процессе закалочного нагрева и выдержки. Наличие таких развившихся

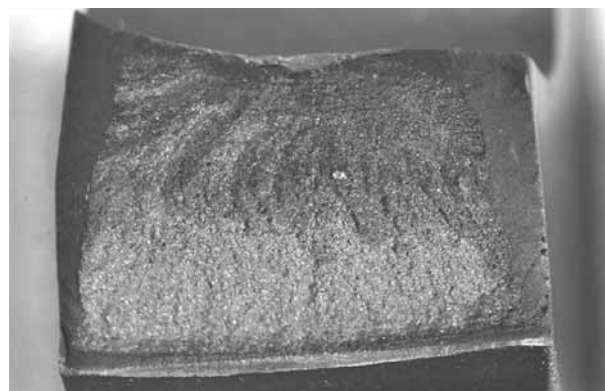


Рис. 7. Излом в области боковых трещин

в результате действия закалочных напряжений микронесплошностей — микрорасслоений [7–10] выявлено при исследовании микроструктуры стали (рис. 8) в месте трещины, образовавшейся при виброиспытаниях в плоскости, перпендикулярной поверхности излома на внешней поверхности проушины. Поверхность проушины, расположенная на рис. 8 слева, является поверхностью излома. Микроструктура стали представляет собой структуру отпуска мартенсита без признаков перегрева. На расстоянии $\sim 0,3$ мм от поверхности излома видно микрорасслоение протяженностью 0,35 мм с раскрытием 5 мкм.

Исследование микроструктуры стали в участке детали с максимальным диаметром также выявляет наличие дефекта в виде микрорасслоения, развивающегося вдоль волокна (рис. 9) [7, 11], расположенного в плоскости разъема штампа. Протяженность расслоения в исследованном сечении составляет $\sim 0,5$ мм,

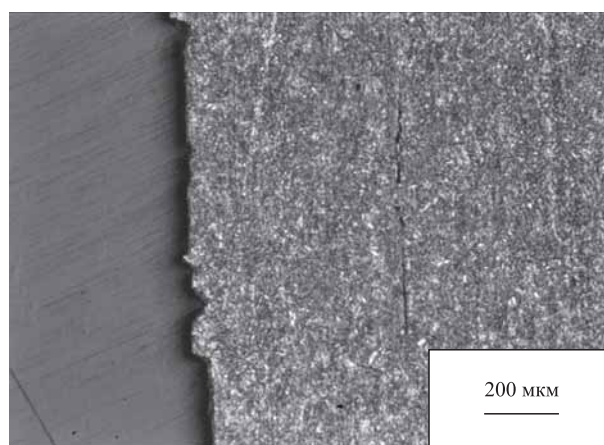


Рис. 8. Микроструктура стали на внешней поверхности проушины в месте трещины (плоскость шлифа перпендикулярна излому)

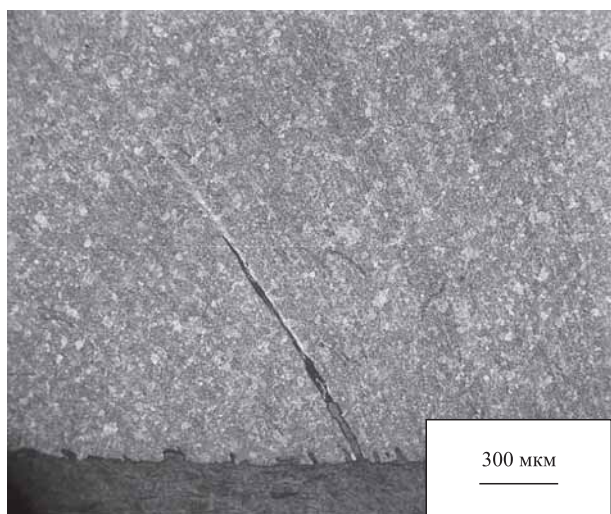


Рис. 9. Микрорасслоение в участке детали с максимальным диаметром

максимальное раскрытие 40 мкм. Микрорасслоения не обнаружены в штампованных заготовках после переходов в процессе деформирования. Микрорасслоения и в последствии темные участки в изломах появляются в термически обработанных деталях. Именно микрорасслоения в дальнейшем являются причиной образования трещины на проушине деталей в месте разъема штампа в процессе виброиспытаний и первой стадии разрушения при испытаниях на растяжение (детали без виброиспытаний). Окончательное разрушение детали при испытаниях на растяжение происходит за счет зарождения и развития боковых трещин в участках повышения уровня напряжений и появления напряжений изгиба (в результате образования трещины на проушине в месте разъема штампа).

Для устранения преждевременного разрушения деталей следует учитывать неоднородное развитие деформации и исключать получение высокой плотности строчек неметаллических включений, на которых инициируется разрушение в плоскости разъема штампа. Штамповка исследуемых деталей из прутков диаметрами 70 и 80 мм позволяет предотвратить образование трещин при виброиспытаниях. Меньшая плотность строчек неметаллических включений в полости разъема штампа обусловлена в этих случаях, во-первых, меньшей степенью вытяжки исходного прутка, во-вторых, отсутствием дополнительной деформации осадкой.

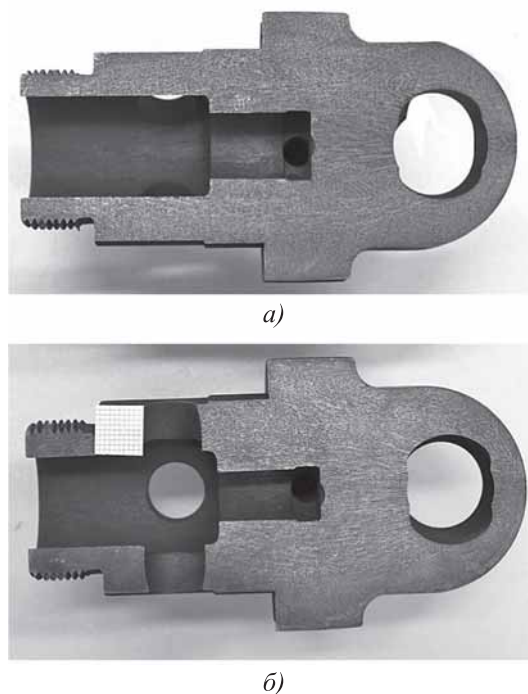
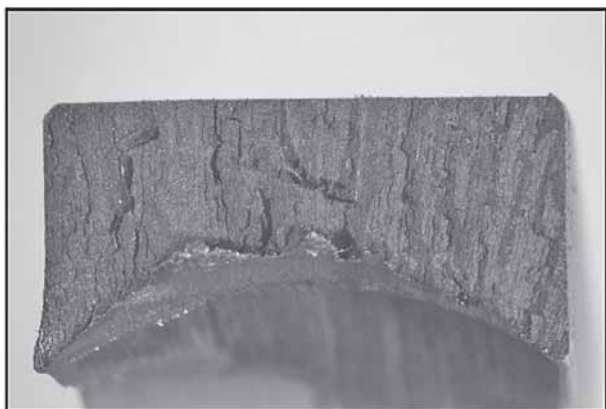


Рис. 10. Макроструктуры штампованных заготовок из прутка диаметром 60 мм (а) и 70 мм (б)

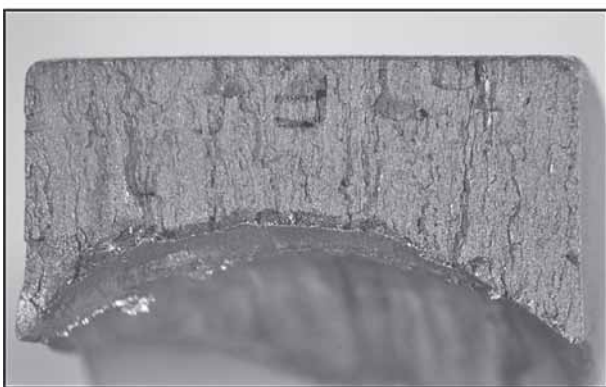
Макроструктуры штампованных заготовок из прутка диаметрами 60 и 70 мм приведены на рис. 10. Площадь темных участков на макроструктуре (участки интенсивной травимости, вызванной повышенной плотностью волокна и значительной деформацией) в зоне проушины, соответствующих месту зарождения трещины, составила для штампованных заготовок, изготовленных из прутков диаметрами 60, 70 и 80 мм, соответственно 4,2, 10,52 и 16 мм². Толщины волокон в центральной зоне для штампованных заготовок, изготовленных из прутков диаметрами 60, 70 и 80 мм, соответственно 0,13, 0,18 и 0,31 мм.

Приведенные результаты измерения подтверждают, что с уменьшением диаметра заготовки наблюдается повышение плотности волокна. Осмотром поверхности разрушения после испытаний на растяжение установлено, что изломы имеют такое же строение, как и в деталях, полученных из прутка диаметром 60 мм, однако сглаженных темных участков не обнаружено (рис. 11), что свидетельствует об отсутствии микрорасслоений после термической обработки.

Анализ макроструктуры и результаты испытаний деталей на растяжение позволили



а)



б)

Рис. 11. Излом в плоскости разреза штампа:
а — диаметр 70 мм; б — диаметр 80 мм

установить, что применение в качестве исходных заготовок прутковых полуфабрикатов диаметрами 70 и 80 мм позволяет получить детали без дефектов типа микрорасслоений, приводящих к разрушению при рабочих нагрузках. Применение полуфабрикатов большего диаметра приводило к увеличению времени прогрева заготовок, сокращению числа садок и чрезмерному объему облоя, а также короблению штампованных заготовок. Поэтому при необходимости применения в качестве заготовок полуфабриката большого диаметра следует выполнять предварительную проточку прутков до диаметра 80 мм.

Для исключения попадания деталей с микрорасслоениями в эксплуатацию необходим выборочный контроль на их наличие после проведения термической обработки. В качестве методов контроля были опробованы магнитно-порошковый, рентгенографический и ультразвуковой методы [12, 13]. При этом методы

рентгенографии и ультразвукового контроля оказались неэффективными для обнаружения данного вида дефектов в силу малых размеров микрорасслоений (раскрытие дефекта, определенное микроисследованием, имело минимальное значение ≈ 5 мкм).

Магнитно-порошковый метод позволяет выявлять микрорасслоения при выполнении определенных методических требований: повышенное качество обработки поверхности (требуется полировка для обеспечения параметра шероховатости $Ra = 2,5$ мкм) и высокий уровень намагниченности деталей (с приложением силы тока при намагничивании 1100...1150 А).

Выводы

1. Причина преждевременного разрушения в процессе виброиспытаний и испытаний на растяжение высоконагруженных деталей узлов замкового механизма из стали 40Х — микрорасслоения протяженностью 0,35...0,5 мм и раскрытием 5...40 мкм, образующиеся при термической обработке.

2. Зонами образования микрорасслоений и зарождения трещин являются проблемные участки с максимальной плотностью волокна, формирующиеся в плоскости разреза штампа. Именно здесь в дальнейшем развивается первая стадия разрушения при испытаниях деталей на растяжение и происходит разрушение при виброиспытаниях.

3. Уменьшение степени локализации деформации в проблемных участках за счет применения исходных прутков большего диаметра (70...80 мм вместо 60 мм) и исключение операции осадки в продольном направлении позволяет предотвратить случаи преждевременного разрушения деталей.

4. Для выявления микрорасслоений в проблемных участках детали рекомендовано после термической обработки использовать магнитно-порошковый метод.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Казаков М.С. Причины образования микрорасслоений в деталях ракетно-космической техники

из стали 40X, изготовленных методами горячей пластической деформации, влияние на механические свойства: материалы VI Всероссийской науч.-техн. конф. "Актуальные проблемы ракетно-космической техники" (VI Козловские чтения) (30 сентября — 03 октября 2019 г.). Т. 2. Самара: Изд-во СамНЦ РАН, 2019. С. 237—240.

2. **Cantor B., Asseider H., Grant P.** Aerospace Materials. CRC Press, 2001. 312 p.

3. **Callister William D.** Fundamentals of Materials Science and Engineering. John Wiley & Sons, Inc., 2008. 911 p.

4. **Campbell F.C.** Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials. Elsevier Ltd, 2006. 593 p.

5. **Study on Spheroidization and Related Heat Treatments of Medium Carbon Alloy Steels / S.R. Narisha, Sathyashankara Sharma, U. Achutha Kini, M.C. Gowri Shankar / MATEC Web of Conferences.** URL: <https://doi.org/10.1051/mateconf/201814402008>. RiMES 2017.

6. **Фрактография** — средство диагностики разрушенных деталей / М.А. Балтер, А.П. Любченко, С.И. Аксенова М.: Машиностроение, 1987. 280 с.

7. **Расщупкин В.П., Корытов М.С.** Дефекты металла. Омск: Изд-во СибАДИ, 2006. 37 с.

8. **Герасимова Н.С., Головачева Ю.Т., Московских Л.А.** Макроскопический анализ металлов

и сплавов. Калуга: КФ МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. 50 с.

9. **Казаков А.А., Ковалев П.В., Зинченко С.Д. и др.** Природа дефектов горячекатаного листа из трубных марок стали. Часть 1. Дефекты, имеющие сталеплавильную природу // Черные металлы. 2007. № 11. С. 8—18.

10. **Васин О.Е., Югай В.М., Садретдинов Р.А. и др.** Атлас дефектов: науч.-техн. сб. Екатеринбург: Уральский центр академического обслуживания, 2008. 56 с.

11. **Микляев П.Г., Фридман Я.Б.** Анизотропия механических свойств металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.

12. **Герасимова Н.С.** Методы испытаний и контроля качества металла. Калуга: КФ МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2019. 42 с.

13. **Киселев Д.Ю., Макаровский И.М.** Неразрушающие методы контроля технического состояния воздушных судов. Самара: Изд-во Самарского университета, 2017. 127 с.

*Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук,
ftf@samgtu.ru;*

Михаил Сергеевич Казаков



Термообработка

14-я международная специализированная выставка технологий и оборудования для термообработки

28–30 сентября 2021 г., Москва

Место проведения: Центральный выставочный комплекс "Экспоцентр"

Тематика мероприятия

- Внепечная местная и объемная термообработка
- Футеровка печей: материалы и футеровочные работы
- Термическое и химико-термическое оборудование
- Диагностическое оборудование
- Контрольно-измерительные приборы

28 и 29 сентября в рамках выставки "Термообработка – 2021" проводится

14-я международная научно-практическая конференция

"Инновационные технологии термообработки".

По данным www.expoctr.ru



65 лет

Виктору Васильевичу Овчинникову, доктору технических наук, профессору

Виктор Васильевич Овчинников родился 6 июня 1956 г. в Москве.

В 1973 г. после окончания школы он поступил в Московский авиационный технологический институт им. К.Э. Циолковского на специальность "Металлургия и технология сварочного производства", который окончил в 1978 г. с отличием.

Инженерную деятельность Виктор Васильевич начал в 1978 г. в Национальном институте авиационной технологии (НИАТ) в лаборатории электронно-лучевой сварки.

С 1982 по 2020 г. В.В. Овчинников работал в АО "Российская самолетостроительная корпорация "МиГ" в должности начальника лаборатории сварочных процессов.

С 1983 г. он обучался в заочной аспирантуре НИАТа, где в 1987 г. защитил кандидатскую диссертацию.

С 1998 г. В.В. Овчинников активно занимается преподавательской деятельностью. В 2001 г. Виктору Васильевичу присвоено звание доцента кафедры "Оборудование и технология сварочного производства" Московского государственного индустриального университета (ныне — Московский политехнический университет).

В 2003 г. В.В. Овчинников в диссертационном совете АО "НПО "ЦНИИТМАШ" защитил докторскую диссертацию. В 2015 г. Виктору Васильевичу было присвоено ученое звание профессора.

Основное направление его научных интересов — материаловедение сварки алюминиевых сплавов, включающее в себя исследование свариваемости и разработку технологии сварки новых алюминиевых сплавов, применяемых в различных конструкциях ответственного назначения. Также В.В. Овчинников занимается исследованиями процессов создания ионно-плазменных покрытий на конструкционных материалах.

В.В. Овчинников проводит систематическую работу по пропаганде достижений науки и техники, являясь действительным членом Международной академии информатизации. Виктор Васильевич также является членом редакционного совета и автором журнала "Заготовительные производства в машиностроении".

В настоящее время В.В. Овчинников возглавляет кафедру "Материаловедение" Московского политехнического университета. Под его научным руководством успешно защищены 7 диссертаций на соискание ученой степени кандидата технических наук. В настоящее время Виктор Васильевич осуществляет научное руководство 4 аспирантами. В.В. Овчинников входит в состав диссертационного совета Д212.141.06 при МГТУ им. Н.Э. Баумана.

Виктор Васильевич — известный специалист в области сварки и материаловедения, автор разработки новых способов выполнения сварных швов алюминиевых сплавов. Им опубликовано 697 научных работ, в числе которых 12 монографий, 126 патентов на изобретения и 98 учебников и учебных пособий для учреждений среднего и высшего образования, а также научные статьи в отечественных и зарубежных журналах.

**Коллектив редакции и редакционный совет журнала поздравляют
Виктора Васильевича с юбилеем! Желаем крепкого здоровья, благополучия
и дальнейшей плодотворной деятельности!**

ООО "Издательство "Инновационное машиностроение", 107076, Москва, Колодезный пер., 2а, стр. 2

Учредитель ООО "Издательство "Инновационное машиностроение". E-mail: zpm@mashin.ru

Тел. редакции журнала: (499) 268-47-19, 269-54-96. <http://www.mashin.ru>

Технический редактор *Патрушева Е.М.* Корректор *Сажина Л.И.*

Сдано в набор 08.04.2021. Подписано в печать 31.05.2021. Формат 60 × 88 1/8.

Бумага офсетная. Усл. печ. л. 5,88. Свободная цена.

Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Авансед солиюзнс".

119071, г. Москва, Ленинский пр-т, д. 19, стр. 1. Сайт: www.aov.ru

Отпечатано в ООО "Канцлер", 150008, г. Ярославль, ул. Клубная, д. 4, кв. 49.