ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 6 июнь 2009

Председатель редакционного совета и Главный редактор
СЕМЁНОВ Е.И.

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

Зам. Главного редактора:
КЛЕЙЗЕР П.Е.
СЕРИКОВА Е.А.

Редакционный совет:
БЕЛЯКОВ А.И.
БЛАНТЕР М.С.
БОГАТОВ А.А.
БОКОВ А.А.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЖЕСТКОВА И.Н.
ЗАРУБИН А.М.
КАПУСТИН А.И.
КАСАТКИН Н.И.
КОШЕЛЕВ О.С.
КРУК А.Т.
МОРОЗ Б.С.
МУРАТОВ В.С.
НАЗАРЯН Э.А.
ОВЧИННИКОВ В.В.
ПАСЕЧНИК Н.В.
ПОВАРОВА К.Б.
ПОЛЕТАЕВ В.А.
СЕМЁНОВ Б.И.
СУБИЧ В.Н.
ТРЕГУБОВ Г.П.
ТРУХОВ А.П.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
МАКАРЕНКО Е.Д.
ГАНЖЕНКО А.Г.

Журнал зарегистрирован в Государственном Комитете Российской Федерации по печати.

Свидетельство о регистрации ПИ № 77-12218 от 29.03.02

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Фигуровский Д.К., Сокунов Б.А. Влияние комплексного воздействия модифицирования и электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации на структуру и механические свойства сплава на основе системы Cu–Ni–Zn . . . 3

Петраков О.В., Макаренко К.В. Особенности внутриформенного модифицирования при литье маслотных заготовок . . . 8

Усикова Н.Ю. Технология двухслойной наплавки замков бурильных труб . . . 11

Кузнечно-штамповочное производство

Лавриненко В.Ю. Программный комплекс PAM-STAMP для конечно-элементного моделирования и анализа формоизменяющихся процессов листовой штамповки . . 15

Арзамасцев С.В., Муйземнек О.Ю. Методы учета многовариантности разрабатываемых документов в локальных САПР технологических процессов ковки . . . 19

Новинский Э.Г., Голубев С.В., Цапаев А.П. Особенности технологии изготовления длинномерных валов артезианских насосов АЭС с реакторами ВВЭР-1000 . . . 22

Комаров В.А. Высокопроизводительная технология изготовления штампов и пресс-форм . . . 25

Фатеев В.И. Исследование сложного напряженного состояния полых водоохлажденных осесимметричных пуансонов для горячего деформирования . . . 28

Прокатно-волочильное производство

Горлова А.А., Родинков С.В. Мелкосортный прокатный стан 280 конструкции ВНИИМЕТМАШ . . . 31

Материаловедение и новые материалы

Малышев Р.А., Жуков А.А. Лабораторный комплекс для дилатометрического анализа . . . 35

Морозова Е.А., Муратов В.С. Лазерное легирование никелем поверхности титана . . . 39

Гулевский В.А., Мухин Ю.А., Загребин А.Н., Пожарский А.В. Влияние легирующих элементов на смачивание углеграфита медными сплавами . . . 45

Информация

Марьин С.Б., Шпилёв А.М., Бурков А.А., Хохлов С.А., Волков К.В., Марьин Б.Н. Технология обработки заготовок кратковременными импульсами электрического тока . . . 49

Чернышов Е.А., Евстигнеев А.И., Евлампиев А.А. Заварка дефектов отливок из стали, чугуна и цветных сплавов . . . 51

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2009

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 6 June 2009

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

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

Editorial Assistants:
KLEYZER P.E.
SERIKOVA E.A.

Editorial Committee:
BELYAKOV A.I.
BLANTER M.S.
BOGATOV A.A.
BOKOV A.A.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
ZHESTKOVA I.N.
ZARUBIN A.M.
KAPUSTIN A.I.
KASATKIN N.I.
KOSHELEV O.S.
CRUCK A.T.
MOROZ B.S.
MURATOV V.S.
NAZARYAN E.A.
OVCHINNIKOV V.V.
PASECHNIK N.V.
POVAROVA K.B.
POLETAEV V.A.
SEMENOV B.I.
SUBICH V.N.
TREGUBOV G.P.
TRUKHOV A.P.
SHATULSKY A.A.
SHERKUNOV V.G.
YAKOVLEV S.S.
YAMPOLSKY V.M.

This issue prepared with assistance of specialists:
DYUBKOVA N.V.
SERIKOVA E.A.
MAKARENKO E.D.
GANZHENKO A.G.

Journal is registered in State Committee of Russian Federation on printing. The certificate of registration ПИ № 77-12218 from 29.03.02

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Figurovsky D.K., Sokunov B.A. The influence of the complex effect of the inoculation and the electromagnetic stirring during the crystallization process on the structure and mechanical properties of the Cu-Ni-Zn-based alloy 3
Petrakov O.V., Makarenko K.V. Features of intrauniform inoculation upon piston ring blanks casting 8
Usikova N.Yu. Two-layer surfacing of drill pipes locks 11

Forging and Stamping Productions

Lavrinenko V.Yu. PAM-STAMP software for finite element simulation of sheet forming processes 15
Arzamastsev S.V., Muizemnek O.Yu. Accounting methods of multialternativeness of the documents developed in local automated designing systems of forging technological processes 19
Novinsky E.G., Golubev S.V., Tsapaev A.P. Features of the processing technique for long-length shafts of artesian pumps nuclear power plants with reactors VVER-1000 22
Komarov V.A. High-performance technology of manufacturing press tools and die molds 25
Fateev V.I. Investigation of complex stress in water-cooled hot-pressing axisymmetric hollow punch 28

Rolling and Drawing Productions

Gorlova A.A., Rodinkov S.V. Small-section bar mill 280 designed by VNIIMETMASH 31

Physical Metallurgy and New Materials

Malyshev R.A., Zhukov A.A. Laboratory complex for dilatometric analysis 35
Morozova E.A., Muratov V.S. Nickel laser alloying of titanium surfase 39
Gulevsky V.A., Mukhin Yu.A., Zagrebin A.N., Pozharsky A.V. Influence of alloy elements on wetting of carbon-graphite with copper alloys 45

Information

Marin S.B., Shpilev A.M., Burkov A.A., Khokhlov S.A., Volkov K.V., Marin B.N. Billet process technology by electric current short duration pulses 49
Chernyshov E.A., Evstigneev A.I., Evlampiev A.A. Defects welding-up of steel, cast iron and non-ferrous alloys castings 51

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

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

© "Mashinostroenie Publishers", "Blanking productions in mechanical engineering", 2009

УДК 621.74

Д.К. Фигуровский (*Московский государственный университет приборостроения и информатики*),
Б.А. Сокунов (*Уральский государственный технический университет – УПИ, г. Екатеринбург*)

Влияние комплексного воздействия модифицирования и электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации на структуру и механические свойства сплава на основе системы Cu–Ni–Zn

Показано, что совместное действие электромагнитного перемешивания и модифицирования в процессе кристаллизации сплава МНЦ15-20 обеспечивает формирование однородной мелкозернистой структуры, что приводит к значительному повышению высокотемпературной пластичности.

The results of the work show that the joint action electromagnetic stirring and inoculation during the crystallization process of the alloy MNTs15-20 provides shaping the uniform fine-grained structure that brings about significant increasing plasticity in high temperature.

Ключевые слова: модифицирование; структура; сплав; кристаллизация; прессование; электромагнитное перемешивание; фаза; пластичность; деформация; рекристаллизация.

Key words: inoculation; structure; alloy; crystallization; pressing; electromagnetic stirring; phase; plasticity; deformation; recrystallization.

Повышение качества продукции из медно-никелевых сплавов в большой степени зависит от возможности управления процессом кристаллизации в целях формирования структуры литого металла, обеспечивающей высокую технологичность на всех этапах передела заготовки и наилучшие конечную структуру и свойства получаемых полуфабрикатов.

Особую актуальность проблема управления процессом кристаллизации медно-никелевых сплавов приобрела с увеличением применения в шихтовых материалах отходов собственного производства и лома ВЦМ (Вторцветмета).

В статье приведены результаты исследования влияния комплексного воздействия модифицирования и электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации на структуру и свойства литых и деформированных заготовок сплава МНЦ15-20 (нейзильбер).

Использование в шихтовых материалах лома ВЦМ приводит к увеличению количества и содержания примесей, в том числе и легкоплавких, таких как Pb, S, Bi, вызывающих горячеломкость сплава.

Известно, что нейзильбер склонен к процессам ликвации примесей, которые располагаются преимущественно по границам зерен и в местах интенсивного отвода тепла при кристаллизации. Поэтому часто наблюдается растрескивание слитков нейзильбера, имеющих химический состав в соответствии с ГОСТом.

Для сплавов типа нейзильбера опасным является даже очень низкий уровень содержания примесей Pb, S и Bi, достаточный для образования одного атомного слоя по границам зерна. Вредное воздействие Pb, Bi и S можно нейтрализовать введением элементов, которые имеют малую растворимость как в меди, так и в твердых растворах сплава на ее основе, не образуют с основными компонентами сплава химических соединений, но взаимодействуют с Pb и другими элементами, связывая их в тугоплавкие интерметаллиды.

Таким образом, для повышения технологических и механических свойств сплава МНЦ15-20 целесообразно применять технологию, с помощью которой можно управлять процессом кристаллизации, что позволит изменять размер и форму зерен и нейтрализовать вредное влияние легкоплавких примесей, таких

как S и Pb. Это может быть достигнуто с помощью физического воздействия на расплав – электромагнитного перемешивания, которое обеспечивает диспергирование структурных составляющих сплавов [1–3], а также физико-химического воздействия – модифицирования расплава путем введения специальных добавок (химических элементов), нейтрализующих действие легкоплавких составляющих.

На первом этапе работы было проанализировано влияние комплексных модифицирующих добавок на структуру и механические свойства литого сплава МНЦ15-20.

В качестве модификаторов для сплава МНЦ15-20 применяли комплексные добавки, содержащие Mg–Ti–Al, Mg–Ti–Zr, Mg–Ti–B и Mg–Ti–РЗМ (90 % состава РЗМ составлял Ce). Выбор добавок определялся тем, что Mg и Ti являются наиболее известными модифицирующими добавками, приводящими к измельчению зерна в медно-никелевых сплавах. Добавки Zr, РЗМ, B и Al помимо воздействия на первичную структуру способны реагировать с Pb и S, являющимися наиболее опасными примесями, и образовывать с ними тугоплавкие соединения.

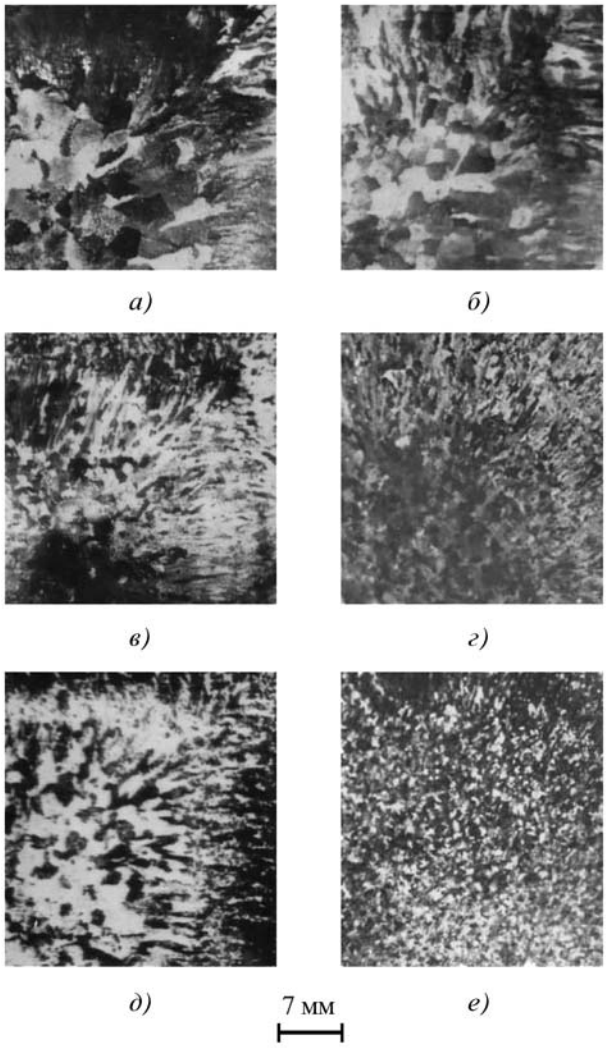


Рис. 1. Микроструктура сплава МНЦ15-20 в литом состоянии с различными модифицирующими добавками:
а – 0,15 % Mg–0,05 % Ti–0,1 % Al; *б* – 0,15 % Mg–0,05 % Ti – 0,01 % Zr; *в* – 0,15 % Mg–0,05 % Ti–0,004 % B; *г* – 0,15 % Mg–0,05 % Ti–0,005 % РЗМ–0,002 % B; *д* – 0,15 % Mg – 0,05 % Ti–0,005 % РЗМ; *е* – 0,15 % Mg – 0,005 % Ti–0,01 % РЗМ

Из приведенных на рис. 1 микроструктур видно влияние модифицирующих добавок на формирование литой структуры МНЦ15-20. Наиболее заметное влияние на измельчение структуры оказывают комплексные добавки, содержащие Mg–Ti–РЗМ. Повышение содержания РЗМ от 0,005 до 0,01 % приводит практически к исключению зоны столбчатых кристаллов, а средний размер равноосных кристаллов уменьшается более чем в 3 раза (от 2...3 до 0,5...1 мм).

Влияние модифицирующих добавок на пластичность ψ при повышенных температурах показано на рис. 2. Видно, что практически все добавки приводят к росту пластичности, однако добавки, содержащие РЗМ, помимо общего роста пластичности, обеспечивают расширение интервала пластичности. Повышение содержания РЗМ в 2 раза приводит к значительному расширению области пластичности, что возможно связано с более однородным характером распределения литой структуры в сплаве с повышенным содержанием РЗМ (кривые *4*, *5*).

Для дополнительного увеличения пластичности литой сплав МНЦ15-20 подвергали предварительной горячей деформации прессованием с небольшими степенями обжатия (не более 10...15 %), как в сочетании с модифицированием, так и без него. Целесообразность проведения предварительной деформации прессованием основана на возможности активизации развития рекристаллизационных процессов в сплаве, обеспечивающих значительное повышение пластичности [3, 4].

После прессования формируется однородная мелкодисперсная рекристаллизованная структура

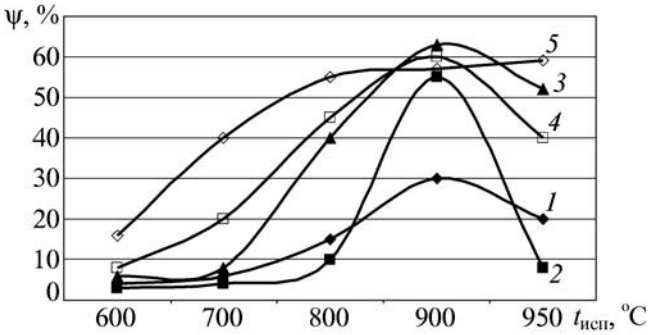


Рис. 2. Влияние модифицирующих добавок на высокотемпературную пластичность сплава МНЦ15-20 в литом состоянии:
1 – без добавок; *2* – 0,15 % Mg–0,005 % Ti–0,001 % Zr; *3* – 0,15 % Mg–0,005 % Ti–0,1 % Al; *4* – 0,15 % Mg – 0,005 % Ti–0,005 % РЗМ; 5 – 0,15 % Mg–0,005 % Ti–0,01 % РЗМ; $t_{исп}$ – температура испытания

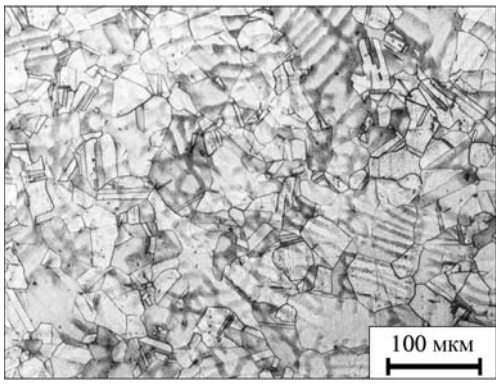


Рис. 3. Структура сплава МНЦ15-20 после прессования при температуре 920 °С

(рис. 3). Пластичность металла после горячего прессования значительно возрастает (рис. 4), при этом введение модифицирующих добавок еще в большей степени приводит к росту пластичности.

Структурные изменения, происходящие в модифицированном и немодифицированном сплаве МНЦ15-20, после высокотемпературного нагрева перед горячей деформацией имеют принципиальное различие. В сплаве МНЦ15-20 без модифицирующих добавок в процессе нагрева при температуре 920 °С не наблюдается какого-либо заметного изменения в зеренной структуре сплава (рис. 5).

Размер зерен при выдержке до 10 ч при 920 °С не изменяется, отмечается лишь некоторое выравнивание искривленных границ зерен, что наиболее вероятно связано с неуравновешенностью поверхностного натяжения, стремящегося выпрямить искривленные границы.

В то же время внутри зерен происходит развитие субзеренной структуры (см. рис. 5) – формируются

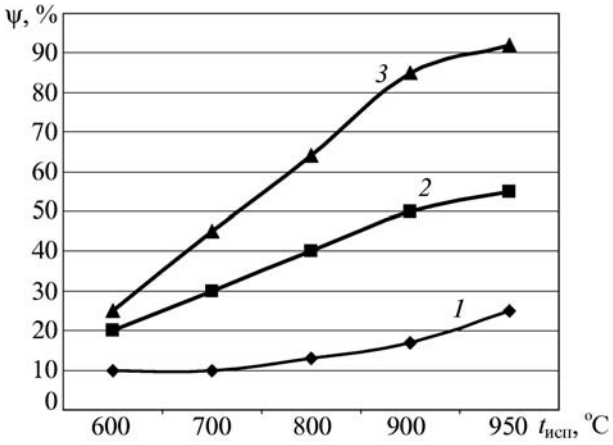


Рис. 4. Высокотемпературная пластичность сплава МНЦ15-20 в литом (*1*) и горячепрессованном (*2*, *3*) состояниях:
1, *2* – без модифицирующих добавок (сплав с 0,015 % Pb); *3* – Mg–Ti–РЗМ (сплав с 0,03 % Pb)

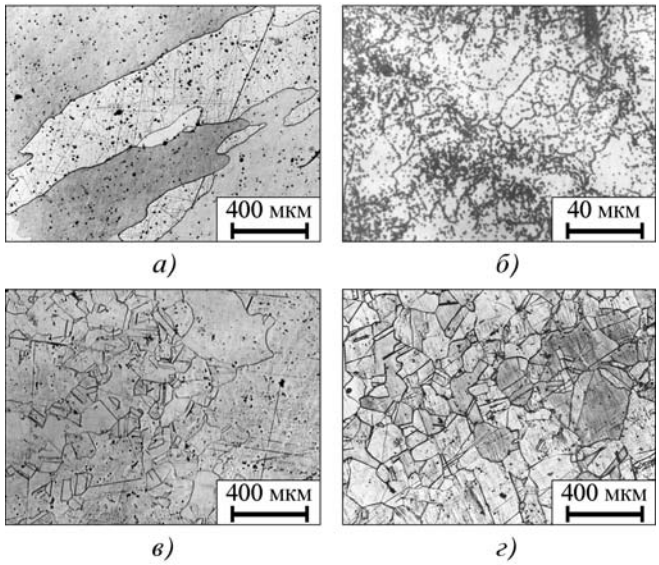


Рис. 5. Структура сплава МНЦ15-20 после нагрева под горячую деформацию при температуре 920 °С:
а, *б* – немодифицированный сплав, выдержка 1 ч; *в*, *г* – сплав, модифицированный добавками Mg–Ti–РЗМ, выдержка 15 мин и 1 ч соответственно

малоугловые границы, которые сохраняются при выдержке до 10 ч при 920 °С; образующиеся субзерна связаны с развитием полигонизации и достаточно хорошо наблюдаются металлографически в виде цепочек ямок травления, что подтверждается данными, полученными с помощью электронной микроскопии [3]. Формирование полигонизованной структуры в немодифицированном сплаве является существенным препятствием к развитию рекристаллизации.

В модифицированном сплаве МНЦ15-20 происходит заметное изменение зеренной структуры. В структуре металла уже при начальных выдержках начинают активно развиваться рекристаллизационные процессы как в центре, так и в периферийных областях слитка. Внутри зерен развития субзеренной структуры не наблюдается.

Как видно из рис. 5, уже при выдержке 15 мин при 920 °С в сплаве наблюдается рекристаллизованная структура. Модифицирование сплава, приводящее к заметному измельчению литой структуры, обеспечивает активное развитие рекристаллизационных процессов при нагреве под горячую деформацию, что в значительной степени повышает пластичность литых заготовок.

Таким образом, наиболее перспективным комплексным модификатором является добавка, содержащая редкоземельные металлы. Однако эта добавка существенно влияет на изменение структуры и свойств модифицированного сплава.

В ряде случаев наблюдали эффект "перемодифицирования", приводящий к существенному огрублению структуры сплава и снижению пластичности. Вероятно, что кроме содержания РЗМ в модифицирую-

щей добавке на структуру сплава влияет равномерность распределения модификаторов в расплаве.

В связи с этим рассмотрим вопрос о возможности применения модифицирования одновременно с электромагнитным воздействием в процессе кристаллизации, обеспечивающим помимо диспергирования структуры повышение химической однородности сплава.

Комплексное воздействие модифицирования и электромагнитного перемешивания (ЭМП) на сплав является эффективным по следующим причинам.

Во-первых, в результате ЭМП распределение модифицирующих добавок становится более равномерным, что приводит к получению более однородной структуры металла и меньшему разбросу его свойств внутри слитка. Это подтверждено в работе Моленара и Кула [5].

Во-вторых, положительный эффект модифицирования сплава, подвергающегося ЭМП, проявляется в том, что снижается опасность передозировки модифицирующими элементами. "Перемодифицирование", как известно, может приводить к огрублению структуры и образованию устойчивых соединений, вызывающих охрупчивание сплава. В условиях интенсивного движения жидких металлических потоков вероятность формирования этих соединений понижается, что благоприятно сказывается на структуре и свойствах металла.

В-третьих, ЭМП обеспечивает управление процессом кристаллизации, что приводит к изменению соотношения зон равноосных и столбчатых кристаллов, а также непосредственному диспергированию структуры.

Для определения эффективности комплексного воздействия модифицирования и ЭМП исследовали влияние состава модифицирующей добавки и параметров электромагнитного поля на структуру и свойства сплава МНЦ15-20.

В качестве модифицирующей добавки применяли комплексную лигатуру Ni–15...17 % Mg–0,4...0,6 % Ce. Содержание лигатуры в шихте изменяли от 0,07 до 1,2 %.

Выплавку слитков проводили на установке полунепрерывного литья с применением электромагнитной индукционной установки. Электромагнитное воздействие осуществляли с помощью специального устройства – индукционного электромеханического преобразователя энергии (ИЭМПЭ), состоящего из отдельных модулей – магнитопроводов, объединенных катушками, различные схемы подключения которых позволяли реализовывать сочетание бегущего и пульсирующего магнитных полей.

Как было показано в работах [1, 2], эффект ЭМП зависит от интенсивности силового воздействия электромагнитного поля, а также вектора действия электромагнитных сил, которые определяются следующими основными показателями:

– линейным напряжением $U_{лин}$ и током фазы $I_ф$;

– схемой включения обмоток ИЭМПЭ, которая определяет соотношение нормальной F_x и аксиальной F_z силовых составляющих поля, а также вектора действия поля вдоль вертикальной оси ИЭМПЭ;

– электропроводностью рабочего тела (кристаллизатор и твердожидкий расплав).

В этой статье приведены данные по воздействию ЭМП в процессе кристаллизации при схеме включения индуктора AZBXCY и вектора силового действия электромагнитного поля, совпадающего с направлением вытягивания слитка.

Результаты выплавки слитков сплава МНЦ15-20 с различным содержанием лигатуры, а также в сочетании с воздействием ЭМП, показали ряд важных закономерностей. По данным металлографического анализа при содержании в шихте 0,07 % лигатуры Ni–Mg–Ce измельчения зерна практически не наблюдается (рис. 6, 7). Заметное снижение среднего размера зерна происходит при содержании лигатуры на уровне 0,3...0,6 %. Дальнейшее увеличение вводимой лигатуры до 1,2 % приводит к резкому огрублению структуры – появлению крупных столбчатых зерен.

Применение ЭМП расплава в процессе кристаллизации приводит к заметному диспергированию зеренной структуры сплава (см. рис. 7). Практически для всей области содержания лигатуры Ni–Mg–Ce в сплаве от 0,07 до 1,2 % наблюдается значительное снижение размеров зерен в 1,5–3 раза.

Увеличение интенсивности перемешивания вследствие повышения линейного напряжения на индукторе $U_{лин}$ от 160 до 230 В приводит к заметному измельчению зерен, дальнейшее увеличение $U_{лин}$ до 380 В не повлияло на размер зерна.

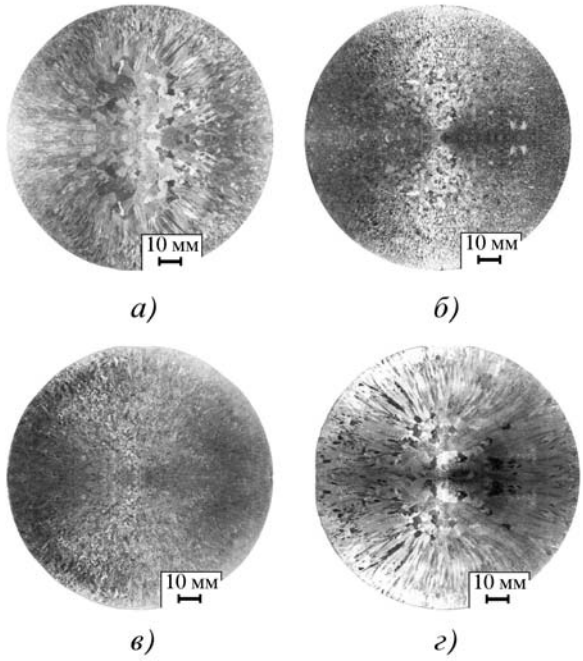


Рис. 6. Структура сплава МНЦ15-20 в литом состоянии:
а – без ЭМП и модифицирования; *б* – модифицирование, содержание лигатуры Ni–Mg–Ce в шихте 0,6 %; *в* – модифицирование и ЭМП, содержание лигатуры Ni–Mg–Ce в шихте 0,6 %; *г* – модифицирование, содержание лигатуры Ni–Mg–Ce в шихте 1,2 %, "перемодифицированная" структура

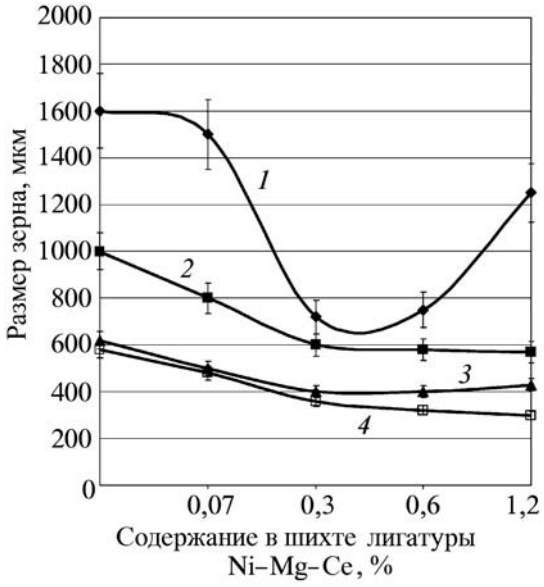


Рис. 7. Влияние модифицирования (содержание лигатуры Ni–Mg–Ce в шихте) и ЭМП в процессе кристаллизации на размер зерна сплава МНЦ15-20 в литом состоянии:
1 – без ЭМП; *2* – ЭМП, $U_{лин}$ = 160 В; *3* – ЭМП, $U_{лин}$ = = 230 В; *4* – ЭМП, $U_{лин}$ = 380 В

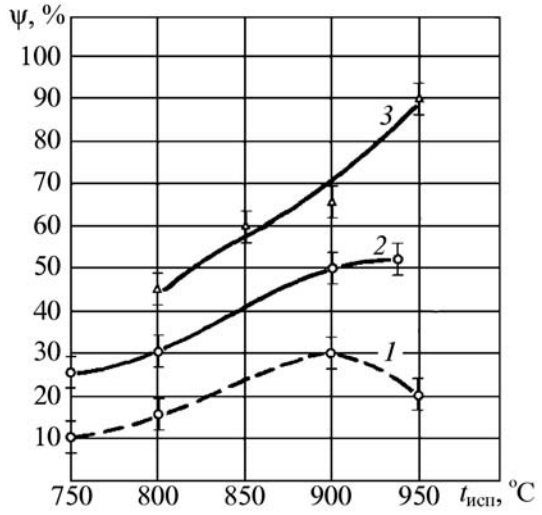


Рис. 8. Высокотемпературная пластичность сплава МНЦ15-20 в литом состоянии:
1 – без ЭМП; *2* – ЭМП, $U_{лин}$ = 230 В; *3* – модифицирование и ЭМП, $U_{лин}$ = 230 В, содержание лигатуры Ni–Mg–Ce в шихте 0,6 %

Сравнительный структурный анализ показал, что под воздействием модифицирования и ЭМП расплава образуется однородная структура с преимущественно равноосными зернами, размер которых не превышает 400 мкм. В краевой зоне слитка глубиной 15...20 мм образуются равноосные кристаллы размером от 100 до 400 мкм. Структура слитка, полученного традиционным способом (без ЭМП и модифицирования), очень неоднородна, а размер зерна в 2–3 раза больше, чем при использовании предлагаемой технологии.

Однородная мелкозернистая структура, получаемая при воздействии модифицирования и ЭМП, наиболее предпочтительна для горячей прокатки круглых слитков в калибрах. Это связано с тем, что при прокатке в краевой зоне слитка ~ 15...20 мм возникают высокие растягивающие напряжения [4]. Поэтому именно в этой зоне необходимо сформировать область равноосных мелкозернистых кристаллов, обеспечивающую достаточную пластичность при горячей прокатке.

Результаты высокотемпературных механических испытаний сплава МНЦ15-20 в литом состоянии приведены на рис. 8. Уровень высокотемпературной пластичности сплава МНЦ15-20, полученного с использованием ЭМП в сочетании с модифицированием лигатурой Ni–15...17 % Mg–0,4...0,6 % Ce, значительно превышает пластичность немодифицированных сплавов, полученных с ЭМП и без него. Высокий уровень пластичности наблюдается в широком интервале температур от 800 до 950 °C, что обеспечивает высокую технологическую пластичность металла при горячей деформации.

Технологические испытания (горячая прокатка) применения комплексного воздействия модифицирования и ЭМП при выплавке сплава МНЦ15-20 с повышенным содержанием лома ВЦМ (до 75 % от общей массы шихты) показали положительные результаты.

Выводы

1. Комплексное воздействие модифицирования и ЭМП в процессе кристаллизации обеспечивает уменьшение среднего размера зерна сплава МНЦ15-20 в литом состоянии в 1,5 – 3 раза и повышение высокотемпературной пластичности сплава в 2 – 3 раза.

2. Применение модифицирования и ЭМП является перспективным технологическим процессом при выплавке сплавов с использованием в шихте лома ВЦМ.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фигуровский Д.К., Сокунов Б.А., Балуков Б.Е.** Развитие МГД технологий в производстве сплавов на основе цветных металлов // Proceedings of the 4-th International Scientific and Technical Conference on Unconvertional Electrotechnical System. S. Peterburg, 1999. V. 2. P. 197–202.

2. **Фигуровский Д.К.** Применение магнитогидродинамических технологий для управления процессами структурообразования при кристаллизации сплавов на основе меди // Заготовительные производства в машиностроении. 2006. № 10. С. 3–9.

3. **Фигуровский Д.К.** Влияние воздействия электромагнитного поля в процессе кристаллизации на формирование структуры нейзильбера // Цветные металлы. 2007. № 2. С. 121–125.

4. **Фигуровский Д.К.** Горячая деформация слитков сплава МНЦ15-20, полученных с использованием электромагнитного перемешивания в процессе кристаллизации // Заготовительные производства в машиностроении. 2008. № 10. С. 50–54.

5. **Molenar J.M., Kool W.** Solute redistribution in stirring cast Al–6Cu // Material Science. 1989. 24. № 5. P. 1782–1794.

Дмитрий Константинович Фигуровский, канд. техн. наук;
Борис Александрович Сокунов, канд. техн. наук

УДК 621.74:669.139

О.В. Петраков, К.В. Макаренко (*Брянский государственный технический университет*)

Особенности внутриформенного модифицирования при литье маслотных заготовок

Рассмотрено влияние различных технологических параметров на процесс внутриформенного модифицирования. Критерием оценки является поле распределения модификатора во всем объеме отливки на момент ее кристаллизации. Выводы основаны на компьютерном моделировании, подтверждены опытно-промышленными экспериментами.

Influence of various technological characteristics on process of intrauniform modifying is considered. As criterion for influence estimation the field of distribution of the modifier in all volume of casting at the moment of its crystallization is taken. Conclusions are based on the methods of computer modeling confirmed with manufacturing experiments.

Ключевые слова: чугун; позднее модифицирование; качество; моделирование.

Key words: cast iron; late modifying; quality; modeling.

Получение высококачественных отливок из чугуна в условиях быстроменяющихся параметров производства является достаточно сложной технологической задачей. Постоянное ужесточение физико-механических требований к отливкам заставляет более подробно изучать влияние и взаимодействие различных управляющих факторов в целях улучшения производственных показателей литейного передела. Особенно эта проблема актуальна для отливок из графитизированных, легированных чугунов, склонных к образованию дефектов в виде структурно-свободного цементита.

Ситуация осложняется тем, что в настоящее время большинство предприятий использует в качестве исходных шихтовых материалов передельные чугуны, которые часто обладают неблагоприятными наследственными свойствами, что усугубляет проблему получения чугунной отливки заданной структуры.

Технология производства маслотных заготовок различных диаметров из графитизированного чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом на Клинцовском заводе поршневых колец, на котором проводились исследования, отработана довольно хорошо. Однако увеличение требований к эксплуатационным свойствам чугунов и получаемых из них поршневых колец способствовало тщательному изучению процессов структурообразования в чугунах и разработке новых технологических схем, адаптированных и устойчивых к изменению входных параметров производства.

Наиболее эффективным способом управления процессом структурообразования в графитизированных чугунах является модифицирование. Расширяющийся ассортимент модификаторов и большое число всевозможных способов реализации процессов модифицирования затрудняют оптимальный выбор для конкретных условий производства и часто ставят исследователя в тупик. В таких случаях целесообразно применять моделирование литейных процессов и в условиях динамической корректировки исходных параметров ввода лигатур в расплав производить оптимизацию технологической схемы модифицирования.

В ходе исследования была промоделирована существующая на предприятии технология производства маслотных заготовок различных диаметров из чугуна с пластинчатым и шаровидным графитом. На рис. 1 представлена модель маслотной заготовки для производства колец диаметром 260 мм. Маслоты изготовляют из легированного чугуна, в структуре которого не допускается присутствие структурно-свободного цементита.

Формы для маслотных заготовок изготовляют из сырой песчано-глинистой смеси. В качестве исходных шихтовых материалов и модификаторов используют чугун передельный марок ПВК-НК или П-2 и стальной лом. Чугун плавят в индукционных печах ИЧТ 1,0/0,4. Для разливки применяют поворотный ковш емкостью 1 т. При сливе расплава в ковш на его дно помещают ферросиликобарий. После заполнения ковша осуществляют механическое перемешивание расплава, затем удаляют шлак и ковш подают на заливочный участок. Формы заливают последовательно, металлоемкость одной формы 65 кг (из одного ковша заливают 12...14 маслот).

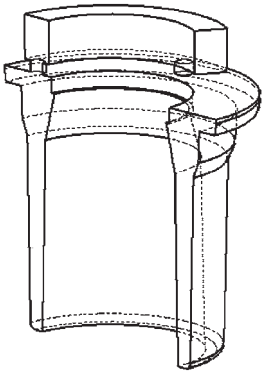


Рис. 1. Разрез модели отливки "маслота ∅ 260"

При производстве маслотных заготовок зачастую сталкиваются с нестабильностью получения заданных струк-

турных характеристик, в частности это проявляется в формировании структурно-свободного цементита в различных сечениях отливки. Статистический анализ возникновения брака говорит о том, что основная причина – наследственность используемых шихтовых материалов. Поэтому было решено усовершенствовать технологический процесс за счет использования дополнительного этапа внутриформенного модифицирования.

Внутриформенное модифицирование обладает рядом преимуществ по сравнению с ковшовым. Во-первых, повышается живучесть инокулирующего эффекта, производимого модификатором, что положительно влияет на процесс графитизации чугуна. Во-вторых, данный процесс легче контролировать за счет корректировки массы и состава модификаторов. Таким образом, можно эффективно управлять процессом структурообразования в чугунах. В-третьих, уменьшается расход вводимого модификатора, что в свою очередь снижает себестоимость годного литья.

Для предотвращения появления структурно-свободного цементита в отливках первоначально была предложена схема модифицирования, заключающаяся в расположении модификатора на дне формы. Однако при металлографических исследованиях таких маслот была выявлена структурная неоднородность по объему отливки (в локальных участках встречался структурно-свободный цементит). Для определения причин появления данной структурной составляющей провели компьютерные исследования распределения модификатора в полости формы при ее заливке с использованием программы LVMflow, предназначенной для моделирования литейных процессов. При рассмотрении процесса моделирования были введены следующие ограничения, которые не учитывали химическое и термодинамическое взаимодействия между компонентами расплава и частицами. Процесс модифицирования рассмотрен с точки зрения гидродинамического воздействия расплава на частицы модификатора.

Перед моделированием определяли условия, отражающие теплофизические параметры применяемых материалов и технологических процессов производства маслот. В ходе моделирования разработана трехмерная твердотельная модель собранной и готовой к заливке формы. В результате было получено поле распределения частиц модификатора в отливке на момент начала кристаллизации расплава (рис. 2), определены скорости расплава и температурные градиенты в различных местах формы в ходе заливки и дальнейшей кристаллизации, оценены теплофизические условия кристаллизации расплава.

Моделирование показало неоднородное распределение модификатора на момент кристаллизации в объеме отливки. Это стало основной причиной появления в местах, обедненных модификатором, структурно-свободного цементита, что подтверждается производственной практикой. Места выявления структурно-свободного цементита достаточно точно совпадают с картиной распределения модификатора.

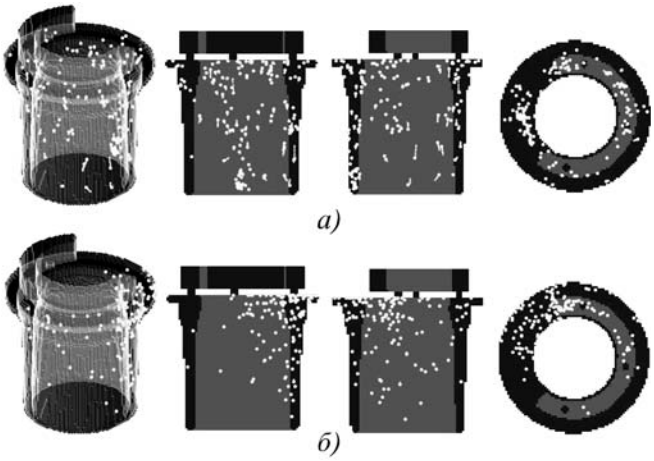


Рис. 2. Распределение в отливке частиц модификатора при его расположении на дне формы. Металлостатический напор: *а* – высокий; *б* – низкий

Таким образом, компьютерное моделирование подтвердило неэффективность первоначально использованного процесса внутриформенного модифицирования, при котором модификатор равномерно распределен в донной части формы. Возникающая при заполнении формы расплавом неравномерность распределения модификатора в объеме отливки связана с тем, что заливка сопровождается активизацией процесса перемешивания на начальном этапе, а после заполнения формы на частицы действуют силы, стремящиеся вытолкнуть ее на поверхность расплава.

Входными параметрами для разработки эффективной технологической схемы внутриформенного модифицирования являются начальные условия размещения модификатора в форме и параметры заливки, в частности гидростатический напор. Отметим, что неравномерность распределения частиц модификатора проявляется тем в большей степени, чем меньше металлостатический напор и как следствие скорость расплава в форме.

Увеличение скорости расплава сказывается на типе преобладающего в полости формы течения (ламинарное или турбулентное) и объеме участвующего в этом перемешивании расплава. Уменьшение скорости течения расплава проявляется в более длительном времени заполнения формы, что влияет на развитие в объеме залитого расплава процессов расслоения. Несмотря на то, что при моделировании не учитывается процесс химического взаимодействия и растворения частиц модификатора, в реальных металлургических системах эти процессы происходят.

Процесс расслоения расплава по химическому составу начинается после некоторого временного интервала, когда частицы модификатора распределяются в объеме расплава под действием ряда сил. К ним

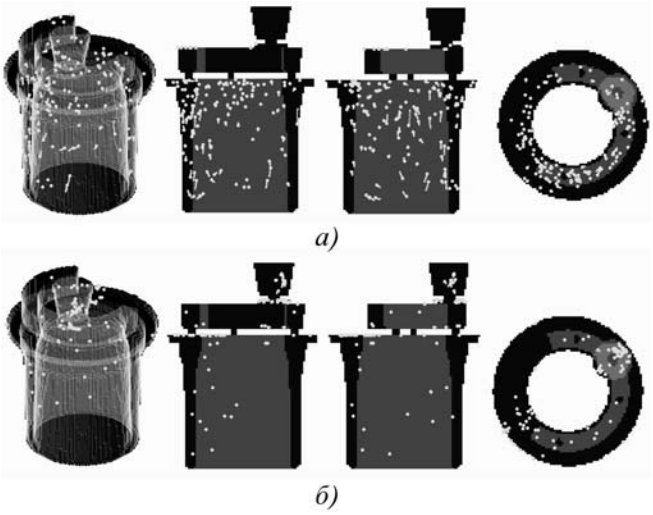


Рис. 3. Распределение в отливке частиц модификатора при его расположении под литниковой воронкой. Металлостатический напор:
а – высокий; *б* – низкий

относятся силы: перемещения, действующая со стороны расплава на частицу модификатора; Архимедова, тяжести. В случае различной относительной величины данных сил могут создаваться условия, когда преобладающими будут являться условия всплытия частиц, и как следствие возникновение химической неоднородности, что и происходит при достаточно спокойном заполнении формы расплавом. Небольшой металлостатический напор не позволяет получить достаточно мощную струю, которая перемешивала бы значительный объем расплава. Это создает условия для направленного перемещения частиц модификатора в форме потоками расплава из нижних, донных слоев в верхние под действием сил выталкивания. В результате отливка после модифицирования кристаллизуется с сегрегацией компонентов модификатора, которая как следствие приводит к неоднородной структуре в объеме маслоты.

В целях изучения возможности получения отливки с изотропной структурой и свойствами по всему объему проведено моделирование нескольких вариантов ввода модификатора. После моделирования определен оптимальный вариант.

Все технологические параметры заливки и теплофизические параметры формы и расплава оставались неизменными, а их адекватность действительным условиям производства была подтверждена при первом моделировании базовой технологии. Результаты полученного моделирования представлены на рис. 3. Изменение места ввода модификатора позволило получить более равномерное распределение модификатора в объеме отливки на момент кристаллизации. Это можно объяснить более полным взаимодействием

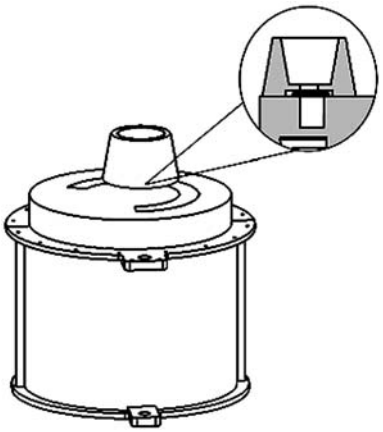


Рис. 4. Место расположения модификатора в форме

расплава с модификатором при его протекании через получившуюся камеру в литниковой воронке. Таким образом, форма заполнялась расплавом, имеющим приблизительно равномерное содержание модификатора, что в совокупности с высоким металлостатическим напором, обеспечивающим высокую скорость заполнения полости формы, позволило получить химически и структурно однородную отливку.

В производстве для реализации промоделированного процесса внутриформенного модифицирования на форму дополнительно ставили литниковую воронку с модификатором (рис. 4). Модификатор получен методом спекания в виде таблетки для улучшения процесса постепенного ее размывания потоком расплава. Для предотвращения разламывания таблетки под литниковую воронку была помещена стальная фильтрующая сетка. Натурные испытания подтвердили работоспособность выбранного метода модифицирования и тем самым адекватность построенной модели.

Выводы

При уменьшении скорости расплава в форме, увеличении времени заполнения формы, увеличении разности плотностей расплава и модификатора вероятность возникновения неоднородности химического состава в различных местах отливки увеличивается.

В ходе проведенных натурных испытаний определена наиболее рациональная схема расположения модификатора в форме, что позволило оптимизировать технологический процесс к входным параметрам производства и получить отливку с заданным уровнем физико-механических свойств.

Предложена новая область использования существующих программ компьютерного моделирования, что позволит повысить качество получаемых изделий и ускорить методы оперативной корректировки технологических параметров в условиях производства.

Олег Викторович Петраков, канд. техн. наук;
Константин Васильевич Макаренко, канд. техн. наук

УДК 621.791.92

Н.Ю. Усикова (*Курский государственный технический университет*)

Технология двухслойной наплавки замков бурильных труб

Рассмотрен вопрос увеличения срока службы замков бурильных труб путем наплавки сплава с минимальной истирающей способностью при работе в обсадной трубе и приемлемой стойкостью к абразивному изнашиванию при работе в открытом стволе. Даны развернутые технологические рекомендации для двухслойной наплавки с одновременным формированием аустенитного подслоя.

The question of the increase in service life of drill pipes locks is considered by the surfacing of alloy with minimum wear-resistance ability at work in pipe casing and acceptable stability to abrasive tear at work in open stem. The unfolded technological recommendations for two-layer surfacing with simultaneous shaping of austenite undercoat are given.

Ключевые слова: замки бурильных труб; двухслойная наплавка; аустенитный подслой.

Key words: drill pipes locks; two-layer surfacing; austenite undercoat.

Эффективность буровых работ во многом определяется надежностью и долговечностью замковых соединений, образующих буровую колонну, протяженность которой может составлять несколько километров. При бурении за счет изгиба колонны замковое соединение контактирует со стенкой скважины, либо с обсадной трубой. Один и тот же замок при проводке скважины в условиях трения металла о металл работает в обсаженном стволе и абразивного изнашивания – в открытом стволе.

Для повышения срока службы замков бурильных труб на их поверхность наплавляются защитные пояски (рис. 1). В качестве наплавочного материала используется порошковая проволока ПП-90Х4М4ВФ (аналог электрода ОЗИ-3), позволяющая получить металл с аустенитно-мартенситной матрицей с равномерно распределенными дисперсными специальными карбидами. Это позволяет минимизировать истирающую способность наплавленного металла при работе в обсадной трубе с сохранением приемлемого уровня стойкости к абразивному изнашиванию при работе в открытом стволе [1, 2].

При наплавке аустенитно-мартенситного сплава на среднеуглеродистую сталь велика опасность образования холодных трещин как в зоне термического влияния, так и в наплавленном металле. Для ее уменьшения целесообразно использовать способ двухслойной наплавки [3]. Он заключается во введении в хвостовую часть ванны, полученной при дуговой наплавке электродной проволокой, подогретой аустенитной присадочной проволокой с поперечными колебаниями без ее расплавления. В этом случае достигается электроконтактная приварка присадочного материала ко дну ванны расплавленного металла с формированием вязкого аустенитного подслоя (рис. 2).

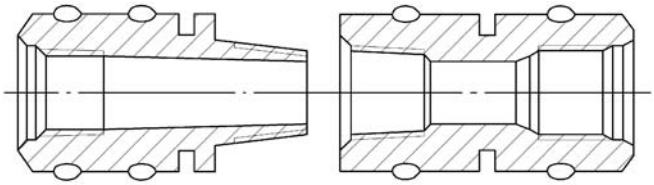


Рис. 1. Схема упрочняющей наплавки замков бурильных труб

Основным недостатком данного способа применительно к упрочнению замков бурильных труб является повышенная высота наплавленного валика, что является препятствием для нормальной циркуляции промывочной жидкости при бурении. Для его устранения разработан способ комбинированной наплавки с поперечными колебаниями электродной проволоки, схема которого приведена на рис. 3. Их применение позволяет широко регулировать геометрические параметры упрочняющих валиков.

Однако поперечные колебания основного электрода даже с небольшой амплитудой вызывают значительные изменения в гидродинамической и термической обстановке в ванне расплавленного металла. Изменяются такие определяющие конечные геометрические параметры валика, как направление и интенсивность потоков расплавленного металла в хвостовой части ванны, ее длина, а также толщина жидкой прослойки под дугой.

Рис. 2. Макрошлиф двухслойного валика

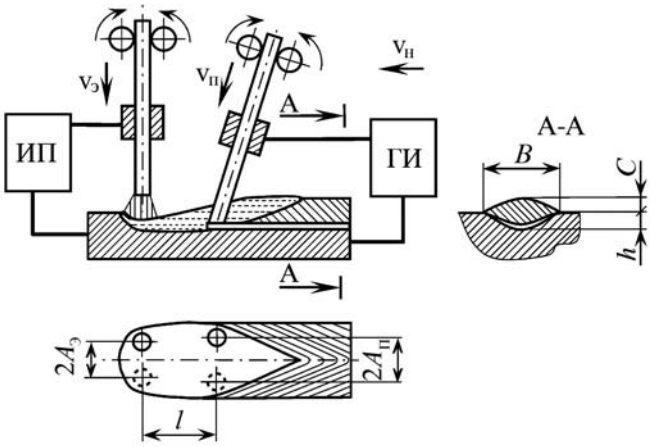


Рис. 3. Схема двухслойной наплавки:
$v_э$, $v_п$ – скорость подачи электродной и присадочной проволоки соответственно; $v_н$ – скорость наплавки; $A_э$, $A_п$ – амплитуда колебаний электродной и присадочной проволоки соответственно; ИП –источник питания; ГИ – генератор импульса

В параметры режима ввода присадки (место ввода, режим подогрева, амплитуда и частота поперечных колебаний) также необходимо вносить соответствующие коррективы с учетом изменения формы хвостовой части ванны, в частности уменьшения ее длины. Следует также ожидать меньшего теплового воздействия расплавленного металла на подслой вследствие уменьшения продольной составляющей скорости потока расплавленного металла из-под основной дуги, перемещающегося в хвостовую часть ванны.

Из приведенного выше следует, что технологические рекомендации, разработанные для двухслойной наплавки с одновременным формированием подслоя без колебаний основного электрода, требуют существенной корректировки при их наличии. Для разработки технологических номограмм, пригодных для практической реализации, поставлена задача получения полиномиальной квадратичной интерполяционной модели процесса двухслойной наплавки с одновременным формированием подслоя с поперечными колебаниями электрода методами планирования многофакторного эксперимента.

На основании анализа данных априорных экспериментов и сведений из литературы выявлены следующие определяющие параметры режима процесса двухслойной наплавки с одновременным формированием подслоя, влияющие на геометрические параметры наплавленного валика.

Для основной дуги: скорость наплавки $v_н$; диаметр $d_э$ и скорость подачи электродной проволоки $v_э$; напряжение $U_э$ и ток основной дуги $I_э$; вылет электрода $m_э$; амплитуда $A_э$ и частота $f_э$ колебаний; марка электродной проволоки; угол отклонения электрода от вертикали в направлении вектора скорости наплавки $\alpha_э$.

Для присадочной проволоки: марка присадочной проволоки; расстояние между электродной и присадочной проволоками l; угол отклонения присадочной проволоки от вертикали в направлении вектора скорости наплавки $\alpha_п$; диаметр $d_п$ и скорость подачи присадочной проволоки $v_п$; среднеквадратичная величина тока подогрева присадочной проволоки $I_п$; вылет присадочной проволоки $m_п$; амплитуда $A_п$ и частота $f_п$ колебаний присадочной проволоки.

Уровни варьирования переменных факторов приведены в табл. 1. Значения параметров режима, поддерживаемых в процессе многофакторного эксперимента постоянными, и краткое обоснование выбора их значений приведены в табл. 2.

Многофакторный эксперимент проводили путем наплавки образцов согласно плану эксперимента с последующим изготовлением поперечных макрошлифов и измерением исследуемых геометрических характеристик.

Для питания основной дуги применяли выпрямитель ВДУ-506, а для подогрева аустенитной присадочной проволоки – генератор импульсов ГИДС-301.

В качестве основных зависимых переменных, которые в дальнейшем использовались в качестве исходных данных при расчете параметров режима двухслойной наплавки, выбраны высота C и ширина B валика.

Согласно рекомендациям Ф.С. Новика, Я.Б. Арсова (Оптимизация процессов технологии машино-

1. Уровни варьирования переменных факторов

Наименование	Обозначение	Код	Значение		
			–1	0	1
Напряжение на дуге, В	$U_э$	X_1	28	32	36
Скорость подачи электродной проволоки, м/ч	$v_э$	X_2	120	140	160
Амплитуда колебаний электродной проволоки, мм	$A_э$	X_3	4	6	8
Скорость подачи присадочной проволоки, м/ч	$v_п$	X_4	100	120	140
Амплитуда колебаний присадочной проволоки, мм	$A_п$	X_5	6	8	10
Расстояние между электродной и присадочной проволоками, мм	l	X_6	6	9	12

2. Постоянные параметры режима двухслойной наплавки

Параметр	Значение	Обоснование выбора
Электродная проволока		
Марка проволоки	ПП-90Х4М4ВФ	На основании исследований износостойкости в абразивной среде и истирающей способности
$d_э$, мм	2,6	Определяется конструктивными параметрами порошковой проволоки
$v_н$, мм/с (м/ч)	6,0 (21,6)	При больших значениях затрудняется формирование сплошного подслоя, при меньших – недопустимо растет объем ванны расплавленного металла
$f_э$, Гц	2,0	При меньшем значении нарушается прямолинейность формирования боковой границы валика, при большем – затруднения в работе механизма колебаний электрода
$m_э$, мм	25	Технологические рекомендации по наплавке порошковой проволокой
$\alpha_э$, °	0	При наплавке углом вперед затрудняется ввод присадочной проволоки, при наплавке углом назад увеличивается длина хвостовой части ванны
Присадочная проволока		
Марка проволоки	Св-04Х19Н11М3	Хорошая стойкость против образования горячих трещин, достаточный запас аустенитности
$d_п$, мм	2,0	При меньшем значении не удается получить сплошного подслоя, при большем – требуются большие усилия осадки проволоки на вылете и ток подогрева
$f_п$, Гц	1,5	Из условия формирования сплошного подслоя
$m_п$, мм	25	При меньшем значении – недостаточный нагрев проволоки на вылете, при большем – потеря устойчивости проволоки на вылете
$\alpha_п$, °	30 (наплавка углом вперед)	Удобство ввода присадочной проволоки, торможение потоков основного металла в хвостовой части ванны
$I_п$, А	150	Достигается необходимый нагрев присадочной проволоки во всем диапазоне скоростей подачи

строения методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение. София: Техника, 1980. 304 с.), для построения интерполяционной квадратичной полиномиальной модели для k факторов выбран план Рехтшафнера для $k = 6$. Он является выборкой строк из полного факторного эксперимента 3^k. Этот план отличается минимальным объемом гиперэллипсоида рассеивания оценок коэффициентов полиномиальной модели (критерием D-оптимальности) и высокой экономичностью (число опытов $N = 28$ в точности равно числу коэффициентов квадратичного полинома для шести факторов). Важным преимуществом планов Рехтшафнера является варьирование факторов всего на трех уровнях.

Для геометрических параметров наплавленного валика B и C получены следующие зависимости:

$$\left.\begin{aligned} B &= 19{,}74 + 2{,}21X_1 + 1{,}28X_2 - 1{,}19X_2^2 + 0{,}71X_1X_2 + \\ &+ 3{,}98X_3 + 0{,}44X_5 - 0{,}73X_6; \\ C &= 3{,}096 - 0{,}447X_1 + 0{,}309X_2 + 0{,}228X_2^2 - \\ &- 0{,}124X_1X_2 - 0{,}77X_3 + 0{,}380X_4 + 0{,}228X_4^2 - \\ &- 0{,}260X_5 + 0{,}170X_6. \end{aligned}\right\} \quad (1)$$

Сплошной подслой формировался для всех опытов плана. Применение поперечных колебаний позволяет существенно уменьшить высоту валика и толщину аустенитного подслоя (рис. 4).

Анализ зависимостей (1) показал, что ширина наплавленного валика почти целиком определяется параметрами основной дуги. Основные факторы, влияющие на ширину B – напряжение на дуге и амплитуда колебаний электродной проволоки. Несколько меньшее влияние на величину B оказывают параметры введения присадочной проволоки. Небольшой прирост ширины валика при увеличении амплитуды

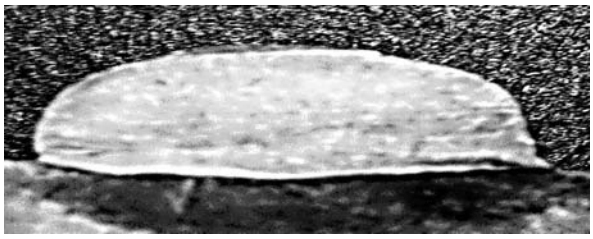


Рис. 4. Макрошлиф двухслойного валика, наплавленного с поперечными колебаниями электродной проволоки

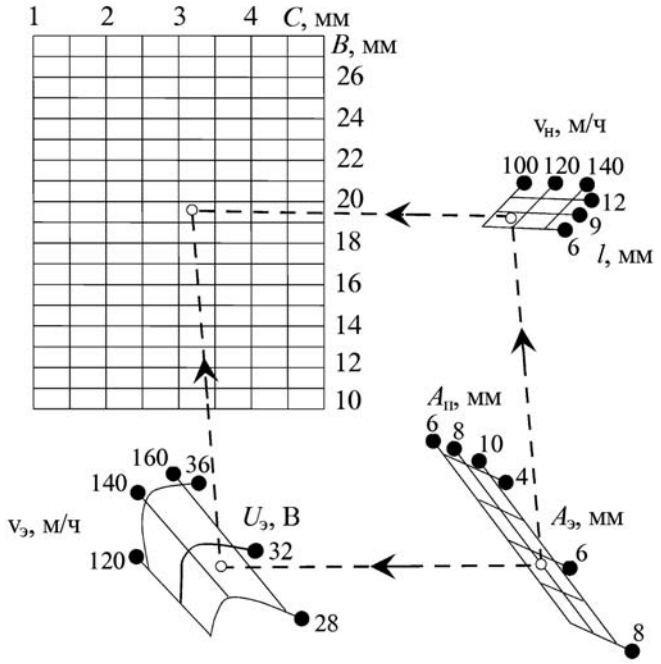


Рис. 5. Технологическая номограмма

колебания присадочной проволоки и уменьшение расстояния между присадочной и электродной проволокой объясняется оттеснением потоков металла из-под основной дуги в головную часть ванны.

На характер изменения высоты валика *C* существенно влияют параметры основной дуги и введения присадочной проволоки. Для уменьшения величины *C* следует стремиться увеличивать амплитуду колебания электродной проволоки и напряжение на дуге и уменьшать скорости подачи электродной и присадочной проволоки. Снижению величины *C* способствует удаление точки ввода присадки от основной дуги, так как при этом снижается уровень взаимодействия ванны расплавленного металла и присадочной проволоки.

Полученные в результате обработки данных эксперимента уравнения (1) использовались для построения технологической номограммы, предназначенной для оперативного выбора параметров режима двухслойной наплавки. Ромбоидальная номограмма на 8 переменных, построенная по методике Г.С. Хованского (Номография и ее возможности. М.: Наука, 1977. 129 с.), приведена на рис. 5.

Вывод

Для увеличения работоспособности замков бурильных труб необходима наплавка сплава с минимальной истирающей способностью при работе в обсадной трубе и приемлемой стойкостью к абразивному изнашиванию при работе в открытом стволе. Этому требованию соответствует металл с аустенитно-мартенситной матрицей с равномерно распределенными дисперсными специальными карбидами.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Усикова Н.Ю., Рыжков Ф.Н., Воротников В.Я.** Повышение срока службы замковых соединений бурильных труб: сб. "Упрочняющие технологии – 98". Курск: КГТУ, 1998. С. 64–65.

2. **Усикова Н.Ю.** Исследование наплавочных сплавов для упрочнения бурового инструмента // Сварка в Сибири. 2004. № 2. С. 53–54.

3. **Якушин Б.Ф., Куценко В.Н., Воротников В.Я.** Повышение качества и производительности наплавки на детали из закаливающихся сталей // Автоматическая сварка. 1983. № 3. С. 47–49.

Наталья Юрьевна Усикова, канд. техн. наук

ООО "Издательство Машиностроение"
продолжает подписку на журнал
"Заготовительные производства в машиностроении"

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

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

107076, г. Москва, Стромынский пер., д. 4,
тел.: (499) 269-6600, 269-5298, факс: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

УДК 621.983

В.Ю. Лавриненко (*Московский государственный индустриальный университет)*

Программный комплекс PAM-STAMP для конечно-элементного моделирования и анализа формоизменяющихся процессов листовой штамповки

Представлен программный комплекс PAM-STAMP для моделирования формоизменяющихся процессов листовой штамповки. Показаны основные особенности программы, необходимые исходные данные и последовательность их задания, а также возможности анализа полученных результатов на примере моделирования реальных деталей.

PAM-STAMP software for finite element simulation of sheet forming processes is presented. Main features of software, necessary initial data, possibility of analyzes and results of simulation of real parts are shown.

Ключевые слова: конечно-элементное моделирование; листовая штамповка; вытяжка; программный комплекс PAM-STAMP.

Key words: finite element method; simulation of technological processes; sheet forming; PAM-STAMP.

Листовая штамповка обеспечивает высокое качество продукции и высокую производительность изготовления деталей. Основными требованиями модернизации технологических процессов листовой штамповки являются снижение затрат на производство, экономия металла и энергоресурсов [1].

Программный комплекс PAM-STAMP для автоматизации процессов листовой штамповки позволяет сократить сроки проектирования и снизить затраты на производство [2].

Программный комплекс PAM-STAMP – программный продукт для конечно-элементного моделирования и анализа формоизменяющих процессов листовой штамповки. Разработчик – фирма PAM System International (Франция). PAM-STAMP используют такие известные автомобильные компании, как Skoda Auto, Renault и Nissan.

Программный комплекс PAM-STAMP включает в себя следующие модули:

1. DELTAMESH – модуль для автоматического построения конечных элементных моделей инструмента по его геометрической модели. Совместим с CAD-программами.

2. DIEMAKER – модуль для быстрого построения и изменения инструмента непосредственно в самой программе. Также можно задать линию обрезки фланца.

3. DIE-TRIMMING – модуль для оптимизации процессов пробивки, вырубки, обрезки.

4. INVERSE – модуль, позволяющий получить форму заготовки по форме детали или перехода штамповки. Совместим с CAD-программами.

5. QUICKSTAMP – модуль быстрого расчета и проверки штампуемости заданной детали. Имеет ограничения по заданию некоторых технологических параметров (например, скорость движения подвижных частей).

6. BLANK OPTIMIZER – модуль для оптимизации формы исходной заготовки. Совместим с CAD-программами.

7. AUTOSTAMP – модуль для моделирования реального процесса штамповки с учетом таких условий, как смещение заготовки под действием силы тяжести, многопереходная штамповка, обрезка, оценка пружинения и др.

8. TUBE и HYDRO – модуль для моделирования процессов гибки труб и гидроформовки.

9. STAMP TOOLKIT – приложение для задания различной кинематики движения инструмента для сложных многопереходных процессов штамповки [3].

Исходными данными для проведения моделирования процесса листовой штамповки в программном комплексе PAM-STAMP являются:

- трехмерные геометрические модели вытяжного перехода или инструмента (пуансона и матрицы);
- свойства материала заготовки;
- технологические параметры процесса.

Геометрические модели вытяжного перехода или инструмента в виде рабочих поверхностей (рис. 1) импортируют в программном комплексе PAM-STAMP. Для импорта информации из CAD-файлов геометрии может быть использован универсальный формат *.iges.

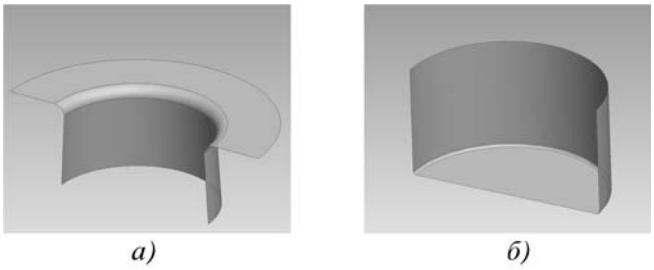


Рис. 1. Геометрические модели инструмента:
а – матрица; *б* – пуансон

С помощью встроенных модулей DELTAMESH и DIEMAKER создают конечно-элементные (КЭ) модели рабочих поверхностей пуансона, матрицы и прижима.

Созданные КЭ модели инструментов и заготовки ориентируют в пространстве по осям, задают последовательность их расположения и направление движения пуансона. На рис. 2 приведены конечно-элементные модели пуансона, прижима, матрицы и заготовки для вытяжки, созданные в программном комплексе PAM-STAMP.

Свойства материала заготовки задаются в программный комплекс в виде механических и физических параметров: модель материала, модуль Юнга, коэффициент Пуассона, плотность, коэффициенты анизотропии, кривая предельных деформаций и экспериментальная кривая деформирования (рис. 3).

Также необходимо задать следующие технологические параметры процесса: материал заготовки, коэффициенты трения между заготовкой и инструментом, скорость движения пуансона, силу прижима заготовки, ход пуансона (рис. 4).

Далее запускают программный комплекс на расчет. В зависимости от сложности моделируемого процесса и требуемой точности расчет занимает от нескольких минут до нескольких часов.

После моделирования процесса штамповки проводят анализ получившихся результатов. Программный комплекс PAM-STAMP позволяет определять:

- изменение толщины заготовки в процессе штамповки и ее утонение;
- величины, направления главных деформаций и их интенсивность;
- величины, направления главных напряжений и их интенсивность;
- предельное формоизменение и возможные опасные зоны заготовки по критерию предельных деформаций;
- смещение и скорости движения отдельных зон заготовки;
- расстояния и углы между отдельными зонами заготовки;
- качество сгенерированной сетки конечных элементов;
- любой параметр, задаваемый пользователем с помощью формул;
- визуальное наличие дефектов (гофры, разрывы, складки);
- силовые параметры процесса (силы, действующие на пуансон, матрицу, прижим со стороны заготовки);
- пружинение заготовки и другие параметры.

Примеры моделирования в программном комплексе PAM-STAMP

При штамповке детали "держатель каркаса оперения" автомобиля ЗИЛ по существующей технологии происходят разрывы данной детали в угловых зонах *1*, *2* (рис. 5, *а*). Для определения причин, вызывающих

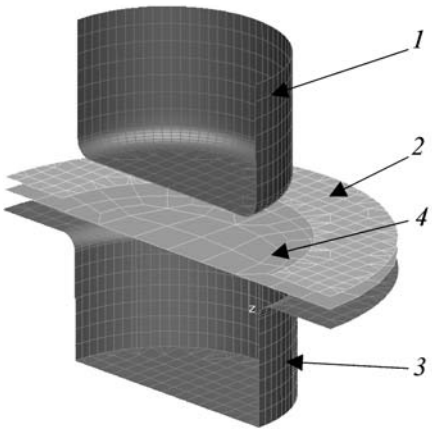


Рис. 2. Конечно-элементные модели пуансона (*1*), прижима (*2*), матрицы (*3*) и заготовки (*4*) в программном комплексе PAM-STAMP

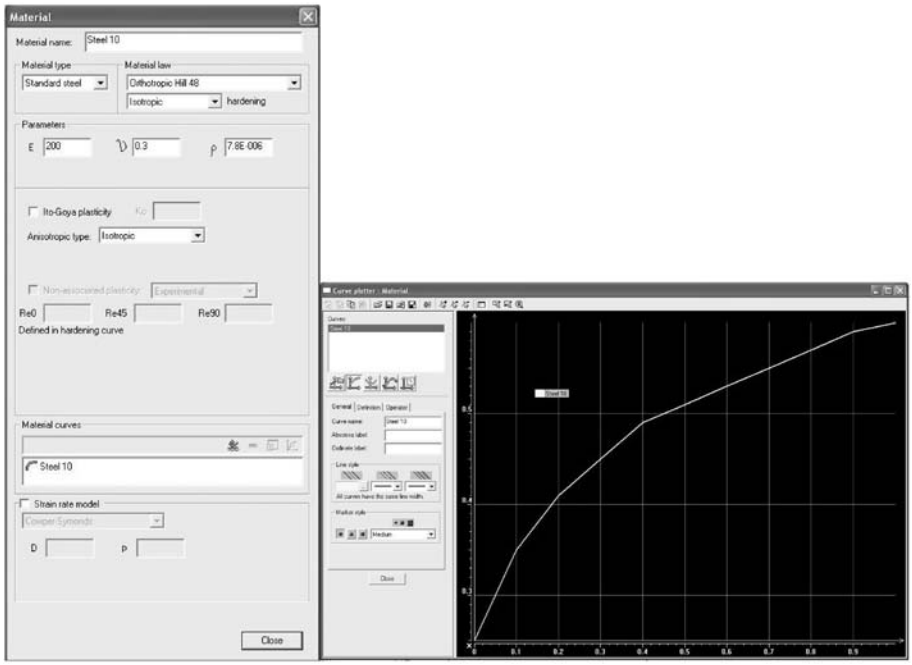


Рис. 3. Задание свойств материала заготовки

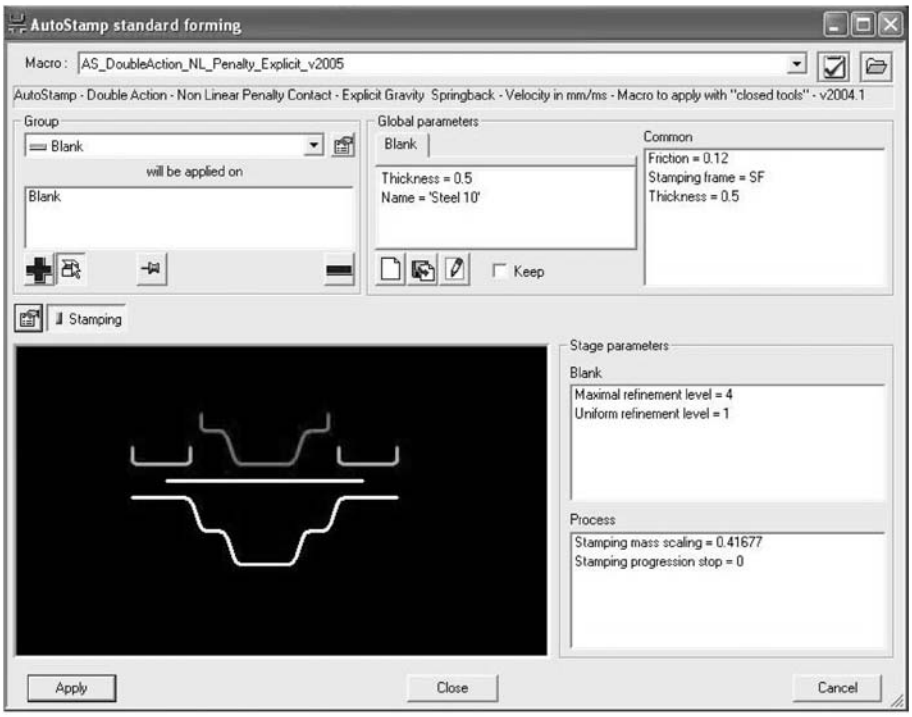
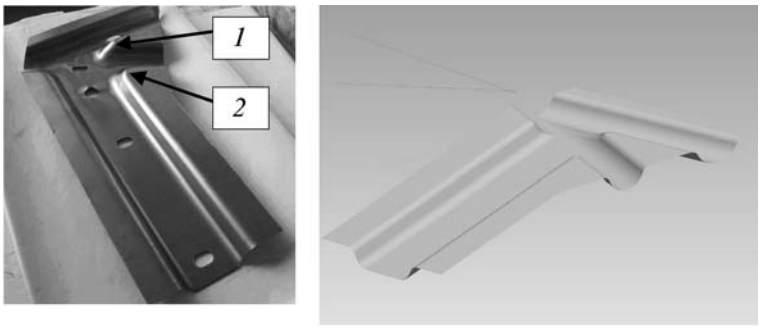


Рис. 4. Задание технологических параметров процесса штамповки



а) *б)*

Рис. 5. Общий вид (*а*) и геометрическая модель (*б*) детали "держатель каркаса оперения"

появление таких дефектов, были проведены моделирование и анализ процесса штамповки данной детали в программном комплексе PAM-STAMP.

На рис. 6 приведены геометрические модели пуансона и матрицы для штамповки данной детали.

На рис. 7 представлены конечно-элементные модели инструмента и заготовки, созданные в программном комплексе PAM-STAMP.

Свойства материала задавали в табличном виде, используя справочную кривую деформирования стали.

Заданы следующие технологические параметры (данные ОАО "АМО ЗИЛ"): материал заготовки – сталь 08кп; сила прижима заготовки 50 кН; скорость движения пуансона 0,3 м/с; коэффициент трения 0,12.

На рис. 8 (см. обложку) приведены некоторые результаты моделирования процесса штамповки детали "держатель каркаса оперения".

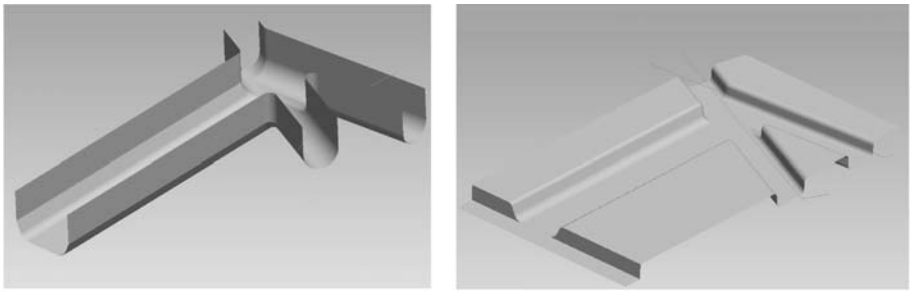
После анализа результатов можно отметить, что в угловой зоне *2* (см. рис. 5, *а*) произошло большое утонение стенки детали, при этом минимальная толщина равна 0,88 мм. Интенсивность деформации в этой зоне составляет 29 %, а интенсивность напряжений – 485 МПа.

Разрывы в зоне *2* образуются вследствие наличия больших деформаций и растягивающих напряжений, приводящих к утонению стенки детали.

Для избежания появления разрывов предложено увеличить радиус скругления матрицы в угловой зоне *2* (рис. 9).

Были проведены моделирование и анализ технологического процесса вытяжки и формовки коробчатой детали типа "крышка", а также исследовано влияние радиуса скругления углов прямоугольной заготовки $R = 40$, 50 и 60 мм на формоизменение и напряженно-деформированное состояние при вытяжке.

При вытяжке деталей коробчатой формы возникает неравномерность течения металла в угловых и на прямолинейных участках заготовки. Это требует дополнительной обработки для обрезки неравномерно вытянутых участков, поэтому при проектировании технологического процесса вводят припуск на обрезку, что



а) *б)*

Рис. 6. Геометрические модели пуансона (*а*) и матрицы (*б*)

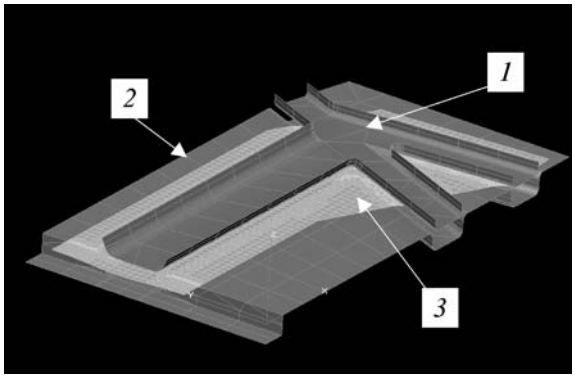


Рис. 7. Конечно-элементные модели инструмента и заготовки в программном комплексе PAM-STAMP:
1 – пуансон; *2* – матрица; *3* – заготовка (прижим условно не показан)

увеличивает расход материала и себестоимость детали.

Из анализа схемы напряженного состояния при вытяжке коробчатой детали известно, что имеют место различные виды напряженного состояния в угловых и на прямолинейных участках. Напряжения сжатия, действующие в плоскости фланца в угловой части, затрудняют течение металла в матрицу и вызывают образование складок в этой зоне. Металл фланца на прямолинейных участках заготовки практически не подвергается действию сжимающих напряжений и поэтому течет в матрицу интенсивнее. В результате стенка вытянутой коробчатой детали имеет неравномерную высоту [1].

Одним из способов получения деталей коробчатой формы с равномерной по периметру высотой стенки является выбор оптимальной формы и размеров заготовки, в частности, оптимального радиуса скругления углов прямоугольной заготовки с учетом анизотропии материала заготовки.

На рис. 10 приведены размеры детали и исходной заготовки.

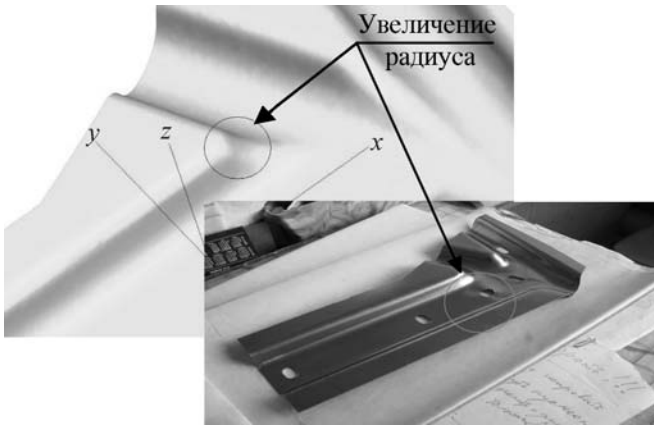


Рис. 9. Увеличение радиуса в угловой зоне *2*

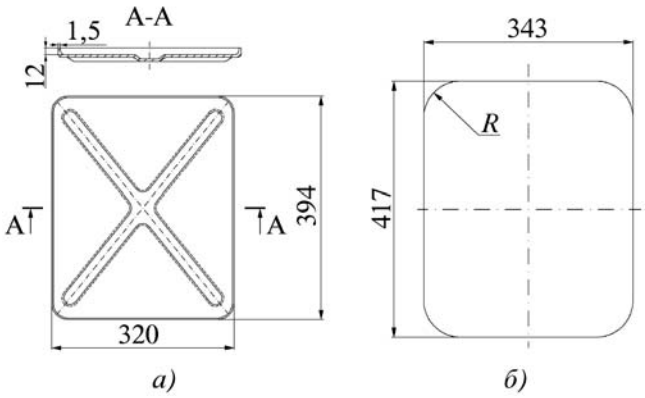


Рис. 10. Коробчатая деталь типа "крышка" (*а*) и заготовка со скругленными углами (*б*)

Геометрическая модель детали (рис. 11) была импортирована в программный комплекс PAM-STAMP для создания конечно-элементных моделей пуансона и матрицы (рис. 12).

При вытяжке заготовки с радиусом скругления углов $R = 40$ мм (рис. 13, *а*, см. обложку) в угловой зоне образуются "фестоны", и высота стенки по углам превышает высоту прямолинейных участков детали. При этом необходима дополнительная обработка для обрезки неравномерно вытянутых углов детали.

При вытяжке заготовки с радиусом скругления $R = 60$ мм (рис. 13, *б*, см. обложку) наблюдается "утяжина" стенок в угловой зоне, которая приводит к непол-

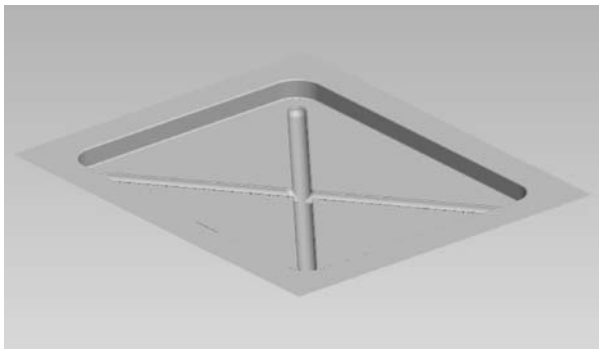


Рис. 11. Геометрическая модель детали типа "крышка"

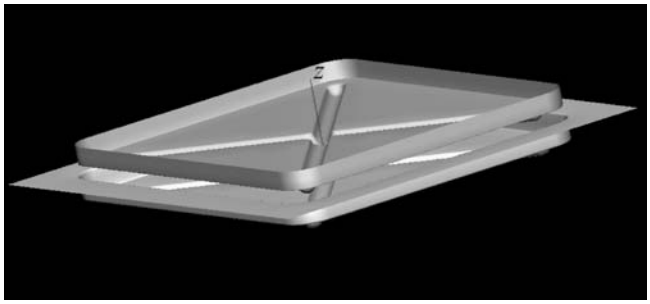


Рис. 12. Конечно-элементные модели пуансона и матрицы в программном комплексе PAM-STAMP

ному формированию стенки по высоте, что является недопустимым браком.

При вытяжке заготовки с радиусом скругления $R = 50$ мм (рис. 13, *в*, см. обложку) происходит полное формирование стенки по высоте.

Таким образом, оптимальным значением радиуса скругления углов заготовки по критерию равномерности высоты стенки детали является $R = 50$ мм.

Использование программного комплекса PAM-STAMP при разработке и исследовании технологических процессов штамповки деталей "держатель каркаса оперения" и "крышка" позволило сократить время расчета и проверки необходимых технологических параметров.

Применение программного комплекса PAM-STAMP для автоматизации проектирования процессов листовой штамповки в промышленности позволяет сократить сроки проектирования, снизить затраты на производство, экономить металл и энергоресурсы.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Аверкиев Ю.А., Аверкиев А.Ю.** Технология холодной штамповки: учеб. для вузов. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.

2. **Семёнов Е.И.** Применение программного комплекса PAM-STAMP для автоматизации проектирования процессов листовой штамповки // Машиностроение и инженерное образование. 2008. № 3. С. 42–47.

3. **PAM-STAMP**. User's Guide. 2005.

Владислав Юрьевич Лавриненко, канд. техн. наук

С.В. Арзамасцев, О.Ю. Муйземнек (*Институт машиноведения Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург*)

Методы учета многовариантности разрабатываемых документов в локальных САПР технологических процессов ковки*

Рассмотрены вопросы усовершенствования системы автоматизированного проектирования технологических процессов ковки для учета множества вариантов разрабатываемой документации под одним и тем же обозначением. Разработанные методы позволяют проектировать в локальных САПР несколько вариантов технологических процессов ковки, не прибегая к использованию дорогостоящих систем управления документооборотом, а разработанное программное обеспечение облегчает интеграцию локальных систем в программные продукты, реализующие CALS-технологии.

The problems of improvement of the automated designing system for forging technological processes are considered with the purpose to account the variants of the developed documentation under the same designation. The developed methods allow to project some variants of forging technological processes in local CAD, not resorting to use of expensive control systems of document circulation. The developed software facilitates local systems integration in software with CALS-technologies.

Ключевые слова: кузнечно-штамповочное производство; САПР; технологический процесс; ковка; объектно-ориентированное проектирование; учет вариантов.

Key words: press-forging production; computer-aided design (CAD) system; technological process; forging; object-oriented engineering; accounting of variants.

Основной задачей систем автоматизированного проектирования технологических процессов (САПР ТП) является расчет и разработка проектных решений для осуществления процесса изготовления изделий на предприятии.

Ранее в САПР, как правило, не рассматривались вопросы, связанные с учетом спроектированной документации. В лучшем случае электронные документы переводились в архив и извлекались из него по мере необходимости. В САПР ТП ковки не решались вопросы учета извещений об изменении и, как следствие, проектирования различных вариантов техпроцессов на разные комплекты одного и того же изделия.

Решение данных вопросов предусмотрено в новейших системах проектирования, называемых CALS-технологиями. Однако не каждое предприятие может внедрить у себя дорогостоящие программные продукты сквозного проектирования. Кроме того, на многих предприятиях уже функционируют локальные САПР, неадаптированные в общую систему управления документооборотом по указанной выше причине.

В данных условиях проблему можно решить усилением локальной САПР элементами управления доку-

* Работа выполнена при финансовой поддержке программы фундаментальных исследований Президиума РАН "Интеллектуальные информационные технологии, математическое моделирование, системный анализ и автоматизация".

ментооборотом, разработанными авторами в рамках системы автоматизированного проектирования технологических процессов ковки ступенчатых валов "САПР ВАЛ" (Коновалов А.В., Арзамасцев С.В., Муйземнек О.Ю. и др. Новые принципы разработки САПР ТП ковки // Кузнечно-штамповочное производство. 2007. № 1).

Созданная система является клиент-серверным приложением, включающим до десяти рабочих мест, пользователями которых являются специалисты по разработке технологических процессов ковки ступенчатых валов, а также специалисты по термообработке и нормированию. Рабочие клиентские места расположены в отделе главного металлурга, а серверная часть расположена на мощном компьютере в отделе технической информации.

Система на основе исходных данных, переносимых технологом из рабочих чертежей деталей посредством специального графического редактора, проектирует карты технологических процессов ковки, включающие в себя чертеж сконструированной поковки, операции ковки, режимы нагрева и термообработки, технико-экономические показатели (нормы времени, нормы расхода металла и т.п.). Работа системы происходит в автоматическом режиме с возможностью корректировки промежуточных результатов на любом этапе проектирования.

Основными объектами проектирования являются детали, поковки и карты технологических процессов ковки. Постановка задачи заключалась в создании информационной модели взаимодействия объектов проектирования с одним и тем же обозначением при их архивировании и актуализации и в разработке на ее основе методов учета проектируемых объектов (документов).

Все объекты проектирования одного и того же обозначения можно представить в виде множества $\{Д_i, П_{ij}, Т_{ijk}\}$, где $Д_i$ – множество вариантов деталей; $П_{ij}$ – множество вариантов поковок; $Т_{ijk}$ – множество вариантов техпроцессов (карт ковки).

Множество деталей $\{Д_i\}$, где $1 \le i \le N_Д$, порождает множество поковок $\{П_{ij}\}$, где $1 \le j \le N_П$, а множество поковок порождает множество технологических процессов $\{Т_{ijk}\}$, где $1 \le k \le N_Т$.

Общее число поковок $N_П$ различается для разных вариантов деталей и зависит от номера варианта детали i, а общее число техпроцессов $N_Т$ различно для различных сочетаний номеров вариантов детали i и поковки j.

Все множество объектов проектирования структурируется в виде дерева, изображенного на рис. 1. Исходя из принципов объектно-ориентированного проектирования, детали, поковки и карты техпроцессов представляют собой классы родительских и дочерних объектов. Дочерние объекты наследуют свойства своих родителей. Для обеспечения функционирования механизма наследования важно установить взаимно-

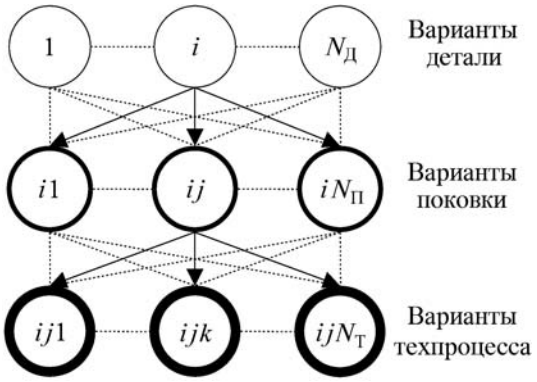


Рис. 1. Схема множества вариантов объектов деталь, поковка и техпроцесс

однозначное соответствие множества вариантов дочерних объектов своим родителям.

Для наглядности последующего изложения рассмотрим конкретный пример взаимодействия объектов для четырех вариантов некоторой детали (рис. 2).

Поскольку число классов объектов равно трем (детали, поковки, техкарты), информационное пространство можно представить в виде незаполненного параллелепипеда (см. рис. 2, *а*), состоящего из отдельных кубиков – объектов. Каждый объект родительского класса порождает ряд объектов дочернего класса. Самый левый столбец состоит из множества вариантов детали. Как было указано выше, все четыре варианта детали имеют одно и то же обозначение и наименование.

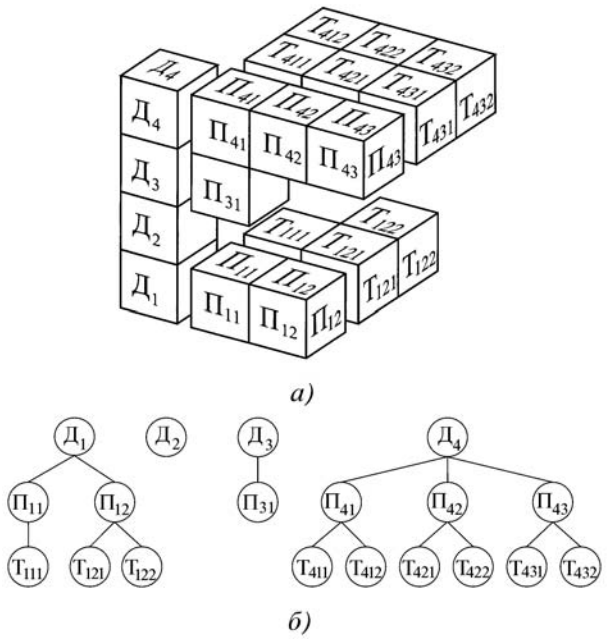


Рис. 2. Пример трехмерной модели (*а*) и древовидной структуры (*б*) объектов САПР ТП ковки

На практике информация для первого варианта детали $Д_1$ берется из первоначально разработанного рабочего чертежа детали, а последующие варианты $Д_2$, $Д_3$, $Д_4$ отражают изменения по извещениям.

На каждый вариант детали можно спроектировать несколько вариантов поковок (лицевой слой кубиков), а для каждого варианта поковки – несколько вариантов технологических процессов (кубики за лицевым слоем). Цепочка объектов проектирования $Д_i \rightarrow П_{ij} \rightarrow Т_{ijk}$ может прерываться на любом из объектов (например, деталь $Д_2$, поковка $П_{31}$ – последние в своих цепочках).

На практике в системе "САПР ВАЛ" в целях облегчения разработки программного обеспечения число техпроцессов было ограничено одним вариантом на каждый вариант поковки. При необходимости внесения изменений в техпроцесс создается новый вариант поковки, на которую проектируется новый технологический процесс. Таким образом, множество вариантов техпроцессов уменьшается до $\{Т_{ij1}\}$.

Кроме учета вариантов объектов проектирования в САПР должно быть обеспечено корректное изменение состояний актуализации. Состояние актуализации можно рассматривать как свойство объекта проектирования *P*. Множество значений свойств для всех объектов одного и того же наименования выражается в виде $\{P_i, P_{ij}, P_{ijk}\}$, где число индексов соответствует типу объекта (один индекс – деталь, два – поковка, три – техпроцесс).

К актуальному состоянию относят документы, действующие в период изготовления изделия. Документы переводятся в архивное состояние, если процесс изготовления изделия на ближайший период не запланирован. К аннулированному состоянию относят документацию на окончательно снятые с производства изделия.

Перечисленные состояния характерны тем, что объекты, отнесенные к ним, сохраняются в базе данных. К удаленным относят объекты, которые физически стираются из базы данных. На практике таких объектов не существует, но для разработки программ САПР необходимо было ввести понятие удаленного объекта. В таблице приведены значения параметров актуализации.

Для состояний актуализации принята общая схема их перевода из одного значения в другое в соответствии с рис. 3. Однако при смене состояния актуализации конкретного объекта должны быть учтены состояния актуализации всех связанных с ним объектов.

Значения параметров состояний актуализации

Состояние актуализации	Значение
Актуальное	3
Архивное	2
Аннулированное	1
Удаленное	0

Рис. 3. Схема перевода состояний объектов проектирования

Как было показано выше, классы объектов выстроены в иерархической последовательности: $Д_i \rightarrow П_{ij} \rightarrow Т_{ijk}$. Аналогично классам объектов выстроена иерархия состояний актуализации объекта $P_3 \rightarrow P_2 \rightarrow P_1 \rightarrow P_0$. Таким образом, наивысшим состоянием является актуальное, а самым низким – удаленное состояние.

После упорядочивания классов объектов и их состояний актуализации очевиден принцип, который применялся для автоматического отслеживания перевода состояний для всего многообразия состояний объектов проектирования, а именно: любой дочерний объект не может иметь состояние более высокого порядка, чем его родитель: $P_i \geq P_{ij} \geq P_{ijk}$.

Например, поковка не может быть актуальной, если порождающая ее деталь находится в архиве. Поковка не может быть удаленной, если не удалена соответствующая ей карта технологического процесса. Деталь не может быть в архиве, если актуальны поковка (рабочий чертеж заготовки (РЧЗ)) и техпроцесс (карта ковки).

Программное обеспечение САПР ТП ковки автоматически отслеживает состояния актуализации и при необходимости корректирует или запрещает недопустимые переводы состояний, предпринятые технологами, проектирующими техпроцесс ковки поковок.

На основе изложенного были выработаны два правила перевода состояний объектов актуализации:

1) перевод объектов проектирования в более низкие состояния следует начинать с дочерних (наследуемых) объектов;

2) перевод объектов в более высокие состояния следует начинать с родительских (наследующих) объектов.

Программирование на основе разработанных правил и методов позволило вести учет множества вариантов технологических процессов ковки на детали одного и того же обозначения.

САПР настроена таким образом, чтобы на одно и то же обозначение и наименование детали для всего множества вариантов (если они имеются) в актуальном состоянии всегда находился только один вариант техпроцесса. Это решение позволяет предотвратить выдачу в цех документа, не соответствующего чертежу детали и РЧЗ поковки.

Функции учета комплектов изделий и извещений об изменении уже не являются в чистом виде задачей САПР и будут реализовываться при интеграции САПР ТП ковки в общую PDM/PLM систему предприятия.

Вывод

Предлагаемые методы и правила наделяют локальные САПР ТП ковки элементами учета многовариантности разрабатываемой технической документации, аналогичными большим системам управления документооборотом, что облегчает работу структурных подразделений предприятия, использующих локальные САПР, и создают предпосылки для эффективной интеграции локальных систем проектирования в единое информационное пространство предприятия.

Сергей Викторович Арзамасцев, канд. техн. наук;
Ольга Юрьевна Муйземнек, канд. техн. наук

УДК 621.039.533:621.65

Э.Г. Новинский, С.В. Голубев, А.П. Цапаев (*ОАО "ОКБМ им. И.И. Африкантова", г. Нижний Новгород*)

Особенности технологии изготовления длинномерных валов артезианских насосов АЭС с реакторами ВВЭР-1000

Описаны особенности технологии изготовления длинномерных валов артезианских насосов типа ЦВА и АХ некоторых АЭС с реакторами ВВЭР-1000. Предложена технологическая схема изготовления валов, позволяющая обеспечить прямолинейность изделий на каждом этапе их обработки. Рассмотрены возможные технологические приемы восстановления прямолинейности валов в случае их деформации в процессе работы.

The features of the processing technique for long-length shafts of TsVA and AKh artesian pumps of some nuclear power plants with reactors VVER-1000 are described. The process flowsheet of shafts production, which provides their straightness on each stage of production process, is proposed. Processing methods of the shafts straightness restoration in case of their deformation during the operation are considered.

Ключевые слова: АЭС; насос; вал; сталь10Х17Н13М2Т; заготовка; деформация; точность.

Key words: nuclear power plants; pump; shaft; steel 10Kh17N13M2T; stock; deformation; accuracy.

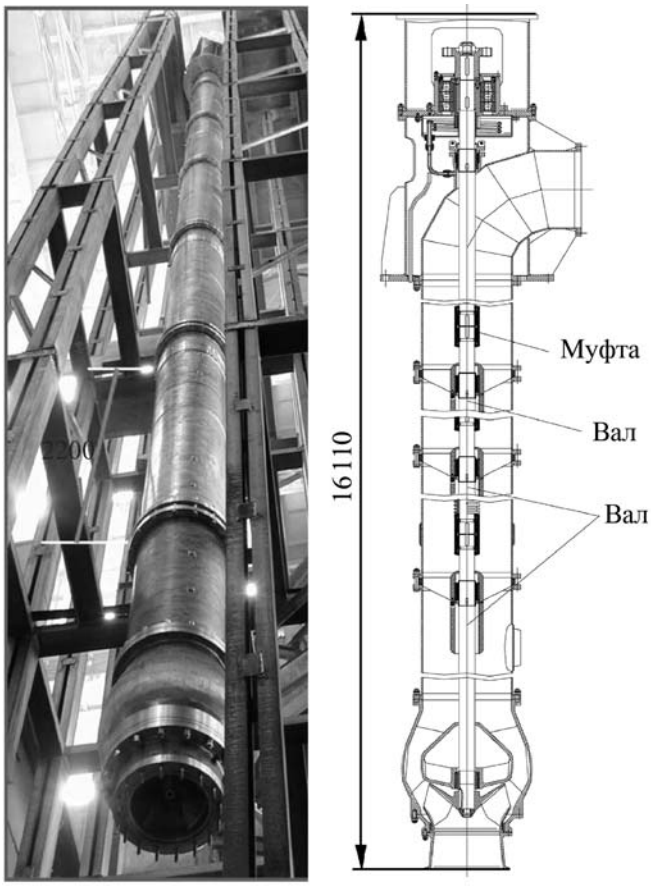
В ОАО "ОКБМ им. И.И. Африкантова" накоплен огромный опыт по разработке, изготовлению, монтажу, пусконаладке, ремонту, сервисному обслуживанию, а также модернизации при эксплуатации насосного оборудования различного назначения для основных контуров ядерных энергетических установок. В то же время в "ОКБМ" считают одной из важнейших задач – освоение и поставку насосного оборудования общестанционных систем АЭС, в том числе и артезианских насосов типа ЦВА и АХ, семи наименований с ежегодно увеличивающейся наработкой на отказ.

Насосы обеспечивают циркуляцию морской воды в береговых гидротехнических системах с многометровым колебанием уровня (прилив – отлив). Это требует постоянного контроля за жизненным циклом каждого узла и насоса в целом, выявления узких мест в его конструкции, своевременного и качественного исправления обнаруженных дефектов.

Время показало, что одним из слабых и в то же время наиболее ответственных элементов в конструкции вертикальных насосов артезианского типа являются составные части (валы) многометрового валопровода от рабочего колеса к приводному электродвигателю, соединяющиеся между собой с помощью жестких муфт. При максимальных диаметрах валов до 45 мм их длина может составлять до 1800 мм, при максимальных диаметрах валов 90 мм и выше – 2400 мм. В условиях эксплуатации эти детали испытывают сложные нагрузки, приводящие к их деформации. В процессе механической обработки, транспортировки и хранения валы из сталей аустенитного класса также могут подвергаться деформациям, обычно изгибным.

Такие валы, изготовленные из стали 10Х17Н13М2Т, применяются в насосах ЦВА и АХ, которые используются для подачи морской воды в системы охлаждения и откачки грунтовых вод на некоторых АЭС с реакторами ВВЭР-1000 (рис. 1) и применимы в других установках с подобными системами.

В процессе изготовления этих насосов в "ОКБМ" впервые отрабатывалась технология не только качественного изготовления длинномерных валов, но и их правки во время плановой ревизии.



а) *б)*

Рис. 1. Артезианский насос типа ЦВА:
а – общий вид; *б* – конструкция насоса

Главной задачей при производстве длинномерных валов является сохранение прямолинейности изделия на каждом этапе изготовления, что гарантирует выпуск качественной готовой продукции. Известно, что сталь 10Х17Н13М2Т и некоторые другие стали аустенитного класса ведут себя своеобразно при обработке и требуют выполнения дополнительных технологических операций для обеспечения выхода годных изделий.

Наиболее ответственная задача по обеспечению качества изготовляемых деталей стоит перед заготовительным производством предприятия, так как точность в процессе механической обработки в основном производстве в первую очередь определяется прямолинейностью полученной заготовки.

Валы изготовляют из проката круглого сечения с припуском 20...25 мм под механическую обработку. Прокат в состоянии поставки имеет некоторые отклонения от прямолинейности, поэтому после отрезки заготовок выполняется безударная правка до кривизны не более 1 мм/м, после чего производится термообработка – аустенизация (t = 1020...1100 °С, среда охлаждения – вода).

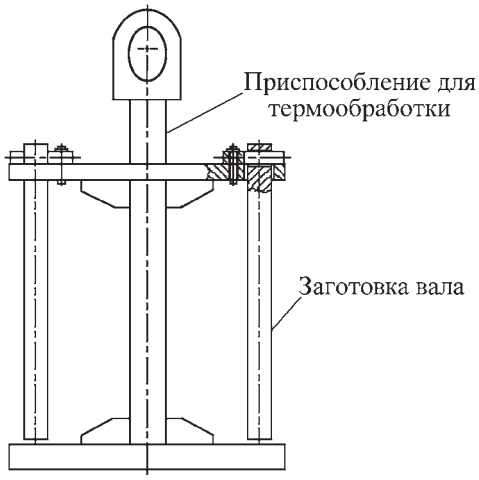


Рис. 2. Схема установки заготовок в приспособлении при термообработке

Заготовки рекомендуется термообрабатывать в подвешенном состоянии, что позволяет избежать дополнительных поводок при воздействии высоких температур и исправить ранее возникшие деформации за счет силы тяжести, возникающей под действием массы самой заготовки (рис. 2).

На цилиндрической поверхности заготовок сверлят отверстия, с помощью которых их подвешивают на специальном приспособлении.

В случае кривизны заготовки после термообработки более 2 мм/м возможна ее правка с обязательной повторной термообработкой.

После аустенизации с обеспечением допустимого параметра кривизны заготовки передают из заготовительного производства в основное, обдирают – снимают корку с глубиной резания 5 мм для удаления всех деформированных волокон. В процессе предварительной механической обработки возможно появление деформаций (изгиб вала), которые устраняют путем правки, не снимая деталь с токарного станка, применяя специально разработанное приспособление, которое устанавливают на направляющие станка (рис. 3).

Предварительно механически обработанные заготовки подвергаются искусственному старению (t = = 950 °С, охлаждение на воздухе, в колодце, не допускающем циркуляции воздушных потоков), что позволяет длительно хранить заготовки с гарантией отсутствия их коробления, а впоследствии и сохранить прямолинейность готовых изделий в процессе эксплуатации.

Поверхности валов получаются точением с минимально возможным припуском под шлифование. Обработка цилиндрических поверхностей валов производится за несколько проходов с минимальной глубиной резания. На валах, обработанных под шлифование, фрезеруются шпоночные пазы также с припуском под дальнейшую обработку. Шпоночные пазы на

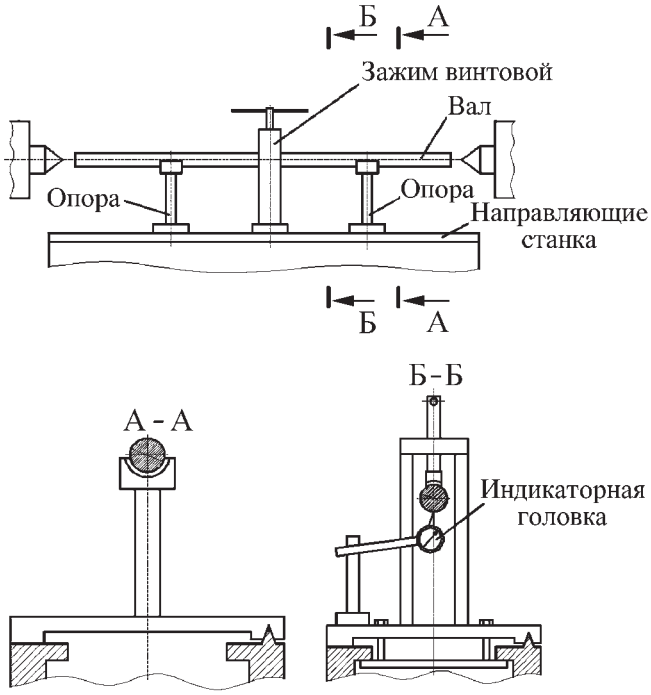


Рис. 3. Схема замера деформации и правки валов

валах предпочтительно располагать в шахматном порядке с диаметрально противоположных сторон вала, что позволит "уравновесить" коробление при механической обработке. Все цилиндрические поверхности валов из стали 10Х17Н13М2Т, включая поверхности 12–14 квалитета точности получают шлифованием, что редко практикуется для деталей, изготовленных из других материалов.

Опытным путем было получено, что наиболее эффективны при обработке сталей аустенитного класса шлифовальные круги с характеристиками Э40–25С1–С2К (материал основной фракции – эльбор, зернистость – 40, связка – керамическая, твердость основной фракции и связки – средняя). Съем металла при шлифовании выполняется постепенно по всем поверхностям. Шлифование осуществляется с минимальными глубинами резания (0,05 мм), при обильном охлаждении СОЖ, не допуская перегрева детали. Затем окончательно обрабатываются шпоночные пазы. Транспортировку и хранение заготовок и готовых изделий необходимо производить в таре на ложементах (рис. 4).

При недостаточно качественном монтаже насосных агрегатов артезианского типа на объекте и нарушении условий эксплуатации (повышение числа пусков и остановок насосов) могут возникать дополнительные нагрузки на валы, которые приводят к деформациям. Эти деформации имеют сложный характер, проявляется как изгиб (непрямолинейность в ряде случаев достигает 8 мм на длину вала), так и кручение (в основном на поверхности верхнего вала, соединяющейся с муфтой электродвигателя).

Рис. 4. Валы насосов типа ЦВА и АХ

В случае возникновения деформаций отработана технология восстановления валов в следующей последовательности:

1. Обезжирить вал ацетоном.
2. Уложить вал на призмы выгнутой стороной вверх.
3. Изолировать асбестовой тканью участок вала в месте наибольшего прогиба, оставив открытым участок с выгнутой стороны.
4. Установить индикатор для контроля изгиба вала в процессе правки.
5. Произвести нагрев открытого участка вала газовой горелкой до температуры не более 600...650 °С (до темно-вишневого цвета).
6. Охладить вал сжатым воздухом до температуры окружающей среды.
7. Проверить биение поверхностей вала по индикатору. Биение должно соответствовать требованиям чертежа.

При необходимости повторить нагрев и охлаждение вала, добиваясь биения поверхностей в соответствии с требованиями чертежа.

Отработанные опытным путем технологии изготовления и восстановления прямолинейности валов позволяют обеспечить выпуск гарантированно качественной продукции, соответствующей требованиям конструкторской документации.

На протяжении последних лет "ОКБМ" ведет планомерные работы по модернизации общестанционного насосного оборудования АЭС с внедрением новых конструкторско-технологических возможностей в целях повышения его технического уровня и надежности.

Эрнест Георгиевич Новинский, д-р техн. наук;
Сергей Валерьевич Голубев, нач. бюро технологического отдела;
Алексей Петрович Цапаев, инженер-технолог

В.А. Комаров (*Московский государственный университет приборостроения и информатики*)

Высокопроизводительная технология изготовления штампов и пресс-форм

Предложена высокопроизводительная технология изготовления штампов и пресс-форм, в которой заготовку штампа сначала подвергают термообработке на конечную высокую твердость и затем – обработке специальным или традиционным по типу режущим инструментом. Обработка проводится без вредной охлаждающей жидкости. Высокие стойкость инструмента, производительность и качество обрабатываемой поверхности обеспечиваются выбором специальных режимов резания, формы и конструкции инструмента. Приведен метод расчета режимов обработки.

It was developed advanced technology of manufacturing press tools and die moulds, in which the work-piece first undergoes heat treatment to achieve its final high hardness and then processing by special or traditional cutting tool. The processing is performed without detrimental cooling liquid. High tool durability, efficiency and quality of surface processed are ensured at that by choosing specific cutting modes, outline and design of the tool. The method of calculating cutting modes is described.

Ключевые слова: технология; штамп; пресс-форма; фрезерование; закаленная сталь; теория импульсного резания.

Key words: technology; die; die molds; milling; quenched steel; impulse cutting theory.

Изготовление штампов и пресс-форм, в том числе для заготовительного производства, – трудоемкий и дорогостоящий процесс. Для этого преимущественно используют легированные инструментальные стали, например, ХВГ и 9ХС, имеющие высокую твердость (58...62 HRC).

Трудоемкость изготовления этих изделий определяется необходимостью выполнения трех типов операций: черновой, чистовой, отделочной. Чистовая и отделочная операции осуществляются преимущественно абразивными инструментами. Черновую обработку проводят на отожженной стали, после чего штамп подвергают закалке и отпуску и затем размеры штампа, изменившиеся в процессе термической обработки, доводят чистовой обработкой.

Для получения высокого качества поверхности применяют шлифование. Операции шлифования являются трудно управляемыми по технологическим параметрам. В них сложно обеспечить высокое качество поверхностного слоя и исключить образование прижогов и шаржирование поверхности абразивом.

В данной статье рассмотрена прогрессивная технология изготовления штампов и пресс-форм, в которой заготовку штампа сначала подвергают термообработке на конечную высокую твердость, а затем вместо нескольких операций: черновых, получистовых, чистовых и отделочных – обработке специальным или традиционным режущим инструментом, например, фрезой. Обработка проводится без вредной охлаждающей жидкости, утилизация которой значительно повышает стоимость. При этом высокие стойкость инструмента, производительность и качество обрабатываемой поверхности обеспечиваются выбором конструкции инструмента, покрытия его режущей части и специальных режимов резания. Без таких оптимальных режимов резания стойкость инструмента при обработке закаленной стали низкая и практически обработка оказывается неосуществимой.

Расчет режимов резания

Расчет режимов резания проводится на основе импульсной теории резания [1]. На основе разработанных теоретических положений, устанавливающих силовую и энергетическую цикличность процессов, характеризующих процесс резания как импульсный (высокочастотный), предлагаются новые закономерности, связывающие параметры точности и жесткости системы: станок – приспособление – инструмент – заготовка, а также элементы конструкции инструмента и режимы резания с износом режущего материала и качеством обработанной поверхности.

На основе этих закономерностей можно выбирать режимы резания, обеспечивающие максимальную производительность при наибольшей износостойкости инструмента, а также обеспечивать шероховатость поверхности, соизмеримую с получаемой при отделке (Ra = 0,16 мкм). Это позволяет вести обработку поверхностей (в том числе высокотвердых) за один технологический переход, что сокращает трудоемкость изготовления и затраты на дополнительное оборудование и инструменты минимум вдвое, а также исключает образование дефектов, сопутствующих шлифованию.

Процесс резания носит циклический (импульсный) характер. Инструмент давит на металл, деформирует его и в конечном итоге отделяет стружку за счет разрушения обрабатываемого металла. Однако стружка оказывается зажата между инструментом и поверхностью обрабатываемой детали и удерживается трением. Про-

цессы разрушения и трения приводят к нагреванию стружки и ее локальному оплавлению по поверхностям трения. Только после этого стружка выдавливается и удаляется. В этот момент сила на инструмент падает практически до нуля, после чего процесс повторяется вновь. Такой процесс импульсного образования стружки – импульсного резания – подтверждается, в частности, металлографическим исследованием стружки [2].

В данной статье рассмотрено формирование импульса за счет оплавления по поверхностям трения. Однако могут быть и другие причины. Например, в тот момент, когда действующая касательная сила становится больше силы трения и стружка начинает удаляться, сила также падает.

Таким образом, самым важным в предлагаемом подходе является именно импульсный характер процесса резания. Выделение тепла в ходе такого импульса и есть элементарный источник тепла при резании. Теплота dA, выделившаяся в ходе импульса, определяется:

– эффективным разрушающим напряжением обрабатываемого материала

$$\sigma_R^{(m)} = \sigma_{\text{в}}^{(m)}(1+1{,}35\psi^{(m)}),$$

где $\sigma_{\text{в}}^{(m)}$ – предел прочности; $\psi^{(m)}$ – относительное сужение поперечного сечения при разрыве. Индекс (m) относится к обрабатываемому материалу, а (t) – к инструменту;

– длиной импульса l_{imp} (путь, проходимый режущей кромкой инструмента в ходе одного импульса);

– пятном контакта S (площадь сечения стружки, на котором действует разрушающее напряжение $\sigma_R^{(m)}$; $S \approx m\theta$, где m – толщина стружки в направлении подачи; θ – удаляемый за проход припуск).

$$dA = 0{,}85\,\sigma_R^{(m)}\, m\theta l_{\text{imp}}. \qquad (1)$$

Формула (1) учитывает выделение тепла как за счет разрушения, так и трения.

Длина импульса l_{imp} определяется коэффициентом температуропроводности обрабатываемого материала $W^{(m)}$, постоянной его физико-механических свойств $C^{(m)}$, скоростью резания v и числом N, характеризующим зону опережения распространяемого теплового потока от зоны плавления стружки (рассчитывается по специальному алгоритму или определяется экспериментально) [1]:

$$l_{\text{imp}} = \delta l_u = (C^{(m)} W^{(m)} N)/\text{v}, \qquad (2)$$

где $C^{(m)} = (3\pi(1-2\mu_m)\sigma_R^{(m)})/(E_m - 3(1-2\mu_m)\sigma_R^{(m)})$; E_m – модуль Юнга; μ_m – коэффициент Пуассона. Время одного импульса соответственно равно l_{imp}/v.

Формула (2) справедлива для случая возникновения импульсного характера резания за счет оплавления, когда импульс ограничен процессом оплавления, т.е. температурой плавления обрабатываемого материала. Такие элементарные акты разрушения и выделения тепла проходят по всей режущей кромке по мере углубления режущего инструмента. В процессе вращения фрезы длительность импульсов будет возрастать по мере приближения к осевой части фрезы из-за уменьшения скорости резания.

Из формулы (1) следует, что выделяемая энергия зависит от толщины стружки m, и чем меньше m, тем меньше выделяемая энергия. Сечение стружки m в направлении подачи:

$$m = S_x + \Delta + \delta_3 + K(\delta_1^2 + \delta_2^2)^{1/2} = m_x + S_x, \qquad (3)$$

где Δ – ошибка подающего механизма станка, м; δ_3 – ошибка статического смещения кромок режущего инструмента относительно друг друга при заточке, м; K – коэффициент динамического резонанса (при отсутствии резонанса $K = 1$; обычно избежать резонанса не удается, поэтому принимаем $K = 2$); δ_1, δ_2 – радиальное и осевое биение режущих кромок инструмента на станке, м; S_x – подача на одну режущую кромку инструмента за один оборот.

Формула (3) связывает интенсивность выделения тепла при резании с точностью изготовления инструмента и точностью обрабатывающего станка: чем меньше подача и точнее инструмент, тем меньше нагрев. Качественно такое влияние биений инструмента на его нагрев хорошо известно. Кроме того, эта формула вводит зависимость интенсивности выделения тепла от подачи инструмента.

Тепловой поток Q от такого импульсного источника тепла распространяется как в глубь инструмента (Q_t), так и в глубь обрабатываемого материала (Q_m). Соотношение этих потоков описывается коэффициентом пропорциональности теплопоглощения Шарона K_{sh}:

$$Q_t = Q K_{\text{sh}}^{(t)} \text{ и } Q_m = Q K_{\text{sh}}^{(m)}, \qquad (4)$$

где

$$K_{\text{sh}}^{(t)} = (\lambda_t c_p^{(t)} \rho_t)^{1/2} \Big/ [(\lambda_t c_p^{(t)} \rho_t)^{1/2} + (\lambda_m c_p^{(m)} \rho_m)^{1/2}]; \qquad (5)$$

$$K_{\text{sh}}^{(m)} = (\lambda_m c_p^{(m)} \rho_m)^{1/2} \Big/ [(\lambda_t c_p^{(t)} \rho_t)^{1/2} + (\lambda_m c_p^{(m)} \rho_m)^{1/2}], \qquad (6)$$

где λ_t, λ_m и $c_p^{(t)}$, $c_p^{(m)}$ – коэффициенты теплопроводности и теплоемкости инструмента и обрабатываемого материала; ρ_t, ρ_m – плотность материала инструмента и обрабатываемого материала.

Решением уравнения теплопередачи в однородной среде, в которой действует точечный источник тепловыделения, является формула Кельвина:

$$\Delta T(x,\tau) = Q_{\text{eff}} / [(\pi\lambda c_p \rho)^{1/2} S_1(\tau)^{1/2} \exp(x^2/(4W\tau)], \qquad (7)$$

где $\Delta T(x,\tau)$ – повышение температуры (в обрабатываемом изделии или в инструменте) на расстоянии x

от источника в момент времени τ, прошедшего со времени срабатываемого источника тепла; S_1 – площадь поверхности нагреваемого материала. Поскольку источник тепловыделения точечный, то площадь S_1 увеличивается со временем в ходе работы источника. В нашем случае для инструмента $Q_{\text{eff}}^{(t)} = Q_t$ и для материала $Q_{\text{eff}}^{(m)} = Q_m$.

При обработке материала описанные выше источники тепла действуют непрерывно вдоль всей режущей кромки, причем длительность работы каждого из них зависит от скорости резания v, т.е. от положения источника на режущей кромке по отношению к оси фрезы.

В результате усреднения температурных полей, создаваемых этими источниками, получается достаточно полная картина нагрева инструмента и обрабатываемого материала в разных частях инструмента. Формула для результирующего повышения температуры ΔT_t инструмента в результате такого импульсного, нестационарного характера теплоизлучения при резании примет вид:

$$\Delta T_t = \{0{,}85\,\sigma_R^m\, m K_{\text{sh}} \big/ (\pi \lambda_t\, c_p^{(t)}\, \rho_t)^{1/2}\}(\text{v}/l_x)^{1/2} \sum_{i=1}^{N1} (1\sqrt{i}), \quad (8)$$

где

$$\sum_{i=1}^{N1} (1/\sqrt{i}) \approx 2\,(l_x\,\text{v}/(C^{(m)} W^{(m)} N))^{1/2} + \\ + ((C^{(m)} W^{(m)} N)/(l_x\,\text{v}))^{1/2} - 1{,}5\,, \quad (9)$$

где $N1 = l_x/\delta l_u$ – число импульсов на пути резания длиной l_x (для ротационной обработки $l_x = \pi D$, D – диаметр инструмента, в частности, сверла при определении температуры на его периферии). Различные части инструмента будут нагреваться по-разному. В случае ротационной обработки нагрев будет зависеть от расстояния данного участка инструмента от оси фрезы.

Поскольку мощность каждого такого источника тепловыделения зависит как от свойств инструмента и обрабатываемого материала, так и от параметров резания: скорости резания v и подачи S_z (последняя влияет через толщину стружки m и соответственно мощность единичного импульсного источника тепловыделения по формулам (1), (3)), то такой расчет дает возможность проанализировать температурные поля для различных режимов резания.

Подача на один режущий элемент должна соответствовать соотношению S_x/m_x, в противном случае наступит прерывистое резание или в резании будет участвовать одна кромка, что приведет к быстрому катастрофическому износу инструмента в целом. Таким образом, можно задать величины S_x и m и рассчитать температурные поля в обрабатываемом металле и инструменте для конкретной пары обрабатываемый материал – инструмент и конкретных условий резания.

Выбор режима резания производится на основе рассчитанного приращения температуры ΔT_t режущей кромки инструмента (фрезы) в месте максимального радиуса траектории резания, т.е. на периферии фрезы. Это температура на поверхности режущей части инструмента, контактирующей с удаляемой стружкой, непосредственно в зоне активного теплоизлучения из нее.

Режим резания – скорость вращения фрезы n и подача S_m – выбираются так, чтобы эта температура не превышала ΔT_d – температуру начала деструктивных превращений в режущем материале. Детальный численный расчет нагрева фрезы и, соответственно, величин n и S_m в данной статье не приведен.

Использование предложенной технологии для изготовления пресс-формы

Для демонстрации возможностей новой технологии была изготовлена матрица – образец прямоугольной формы 100×100×8 мм^3 с четырьмя отверстиями для скалок диаметром 15 мм и надписью "GM–MGUPI", глубиной 0,6 мм (рис. 1). Высота букв 18 мм, ширина прописи 2 мм. Материал образца – высокоуглеродистая сталь У8, подвергнутая закалке и низкому отпуску на твердость 63 HRC. Для данного случая, используя описанный выше метод, рассчитали режим резания, который позволил эффективно осуществить новую технологию изготовления пресс-формы.

Обработка высокотвердых рабочих поверхностей образца матрицы осуществлялась за один технологический переход. Для обработки плоскостей 100×100 мм^2 на глубину 0,3 мм за один проход применялось строчечное фрезерование четырехзубой концевой фрезой диаметром 8 мм, изготовленной из твердого сплава типа ВК6 с покрытием TiAlN. Предварительное испытание фрез с покрытием показало, что они при оптимальном режиме резания проходили путь резания 10 км до износа по задней грани 7 мкм. Износ по передней грани не обнаружен. Перед нанесением покрытия форма режущих кромок серийной фрезы была изменена.

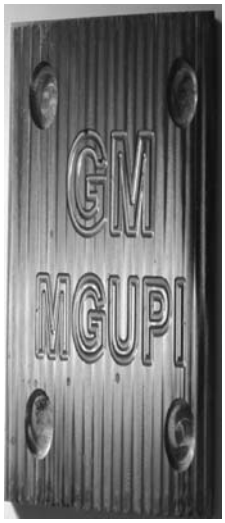


Рис. 1. Матрица-образец

Переточка, покрытие и выбор режима резания на основании импульсной теории резания позволили осуществить резание со

Рис. 2. Фреза после изготовления образца-матрицы

скоростью v = 2 м/с при диаметре фрезы 8 мм и v = 0,8 м/с при диаметре фрезы 2 мм. С одинаковой продольной подачей $S_м$ = 780 мм/мин время одного хода фрезы составляло 8 с. Параметр шероховатости поверхности *Ra* = 0,16 мкм. Этой же фрезой по методу плунжерного фрезерования с обкаткой были обработаны и отверстия на глубину 5 мм. Время обработки 6 с. После фрезерования указанного образца износа фрезы видно не было (рис. 2).

Указанная продольная подача $S_м$ может быть увеличена до 2000...2400 мм/мин за счет увеличения числа режущих кромок фрезы и изменения формы режущей кромки.

Автор благодарит Международный научно-технический центр за финансовую поддержку по проекту 3616.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Комаров В.А.** Повышение эффективности технологических процессов на основе совершенствования обработки резания. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002.

2. **Абрамович А.Л., Комаров В.А., Мещерякова Т.Ф., Мольков В.Н.** Подтверждение импульсного характера разрушения материалов на основе металлофизического анализа образцов стружки // Техника. Технология. Управление. 1992. № 2. С.13.

Владимир Алексеевич Комаров, д-р техн. наук

УДК 539.374

В.И. Фатеев (*Тульский государственный университет*)

Исследование сложного напряженного состояния полых водоохлажденных осесимметричных пуансонов для горячего деформирования

Исследована возможность экспериментального моделирования в лабораторных условиях характера и величины остаточных макронапряжений, возникающих в полых водоохлаждаемых пуансонах после термической обработки и в процессе эксплуатации, для более полного прогнозирования надежности штампового инструмента, работающего в сложных условиях знакопеременного силового и термического воздействия.

Experimental laboratorial modeling of pattern and value of residual macrostress evolved in water-cooled hollow punch after heat treatment and during operation is investigated. The aim of investigation is more accurate prediction of punch's reliability operated in complicated conditions with force and thermal oscillating influences.

Ключевые слова: штамп; макронапряжения; пуансон; температура; моделирование; образец; надежность.

Key words: punch; macrostresses; temperature; modelling; piece; reliability.

Высокие растягивающие напряжения, возникающие в результате нарушения режимов термической обработки (ТО) или температурного режима при эксплуатации, приводят к преждевременному разрушению штампов. В процессе штамповки вследствие термомеханического воздействия также формируются и перераспределяются напряжения, которые могут достичь довольно высоких значений.

В технической литературе практически отсутствуют данные по исследованию величины и характера остаточных напряжений в штамповом инструменте типа прошивная головка, работающего в условиях сложного термосилового нагружения. Учитывая тяжелые условия эксплуатации этого вида инструмента, были исследованы величина и характер распределения остаточных напряжений в головке полого осесимметричного водоохлаждаемого прошивного пуансона для штамповки изделий типа "стакан" диаметром 115 мм. Материал инструмента – сталь 3Х3М3Ф, 44...46 HRC.

Образцы изготовляли следующим образом. На внешнюю поверхность прошивной головки накладывали четыре тензодатчика типа ПКБ-20-200 (база 20 мм, сопротивление 200 Ом). Для защиты тензодатчиков поверхность приклейки изолировали несколь-

кими слоями клея АК-20. Из прошивной головки вырезали диски в области центрирующего пояска. После каждого удаления слоя металла измеряли диаметр, а на приборе АИД-1М (автоматический измеритель деформации) регистрировали деформации. Поскольку этот измеритель градуирован в единицах относительной деформации, то дополнительную тарировку тензодатчиков не проводили. Температурную компенсацию осуществляли специальным тензодатчиком, который при измерении находился в тех же условиях, что и основные датчики.

Слои металла удаляли на токарном станке при обильном охлаждении, малых скоростях резания и подачи. Этим обеспечивалось отсутствие разогрева. После выдержки 2...3 ч, когда изменения в показаниях датчиков отсутствовали, проводили замер деформаций. Коммутирующее устройство позволяло поочередно подключать каждый из четырех датчиков.

По экспериментальным значениям окружной деформации и меняющего диаметра рассчитывали окружные σ_t и радиальные σ_r напряжения. Осевые напряжения не определяли, так как не выполнялось условие $L \geq 2D_н$, где $L, D_н$ – высота и диаметр цилиндра соответственно [1]. Радиальные напряжения не превышали 5...10 МПа и в дальнейшем не рассматривались.

Эпюра окружных остаточных напряжений σ_1 в головке прошивного пуансона из стали марки 3Х3М3Ф после термической обработки приведена на рис. 1. Остаточные напряжения распределяются по толщине стенки на расстоянии от поверхности x неравномерно и меняют знак несколько раз.

На рис. 2 представлены эпюры распределения остаточных напряжений σ_1 после 100 и 200 циклов штамповки.

В результате циклического температурного воздействия в процессе штамповки происходит значительное перераспределение напряжений по толщине стенки пуансона.

Остаточные напряжения σ_1 по толщине пуансона имеют три пика растяжения и сжатия. Максимальные напряжения растяжения достигают 400 МПа и находятся на расстоянии 29 мм от внешней поверхности. Максимальные остаточные напряжения сжатия удалены от поверхности на 23 мм. Максимальный перепад остаточных напряжений σ_1 = 620 МПа расположен на расстоянии 23...29 мм от внешней поверхности пуансона.

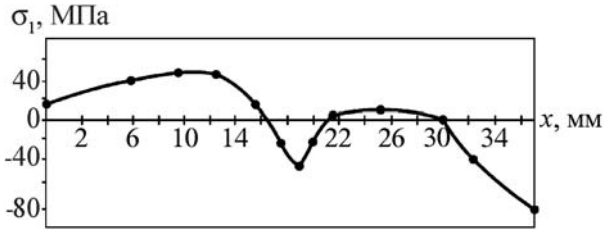


Рис. 1. Эпюра окружных остаточных напряжений в головке пуансона после закалки от 850 °С и отпуска при температуре 450 °С, 2 ч

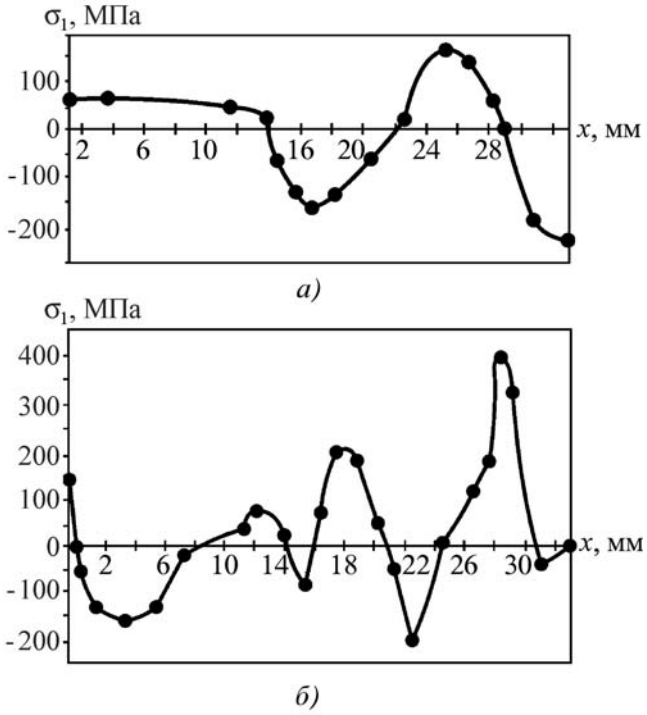


Рис. 2. Эпюра окружных остаточных напряжений в головке пуансона после 100 (*а*) и 200 (*б*) циклов штамповки

Пик сжимающих напряжений, расположенный в 3...4 мм от внешней поверхности, равный σ_1 = = –180 МПа, в сочетании с циклическим разогревом до 600...650 °С и резким охлаждением способствует формированию "белых слоев" с мартенситной структурой, обладающих повышенной хрупкостью. В зоне максимального перепада остаточных напряжений температура разогрева металла не превышает 400 °С и при штамповке стали сохраняются достаточно высокие физико-механические свойства.

Определить остаточные напряжения в головке прошивного пуансона после 500 циклов штамповки не представилось возможным, так как опытные образцы при исследовании разрушались.

Проведение экспериментальных исследований на опытных пуансонах для определения оптимальных режимов ТО, методов упрочнения и режимов эксплуатации очень трудоемко и дорогостояще. Моделирование в лабораторных условиях на опытных образцах может дать значительный экономический эффект и позволит более полно прогнозировать надежность штампового инструмента, работающего в сложных условиях знакопеременного силового и термического воздействия.

Эффективность действия напряжений первого рода определяется, в основном, их величиной и характером распределения по сечению изделия.

Измерения напряжений в опытных образцах проводили на рентгеновских дифрактометрах ДРОН-2,0 и УРС-50И со сцинтилляционной регистрацией импульсов. Опытные образцы [2] были изготовлены из стали марки 3Х3М3Ф, термообработаны до твердости

44...46 HRC и подвергнуты термоциклированию в интервале температур 20...550 °С. Остаточные напряжения измеряли после $m = 0$; 50; 100; 200; 500; 800 термоциклов на поверхности и на глубине $x = 0{,}3$; 0,8; 1,8; 2,8; 3,4; 4,0; 10 мм. Слои металла между замерами удаляли с образцов с помощью электрохимического анодного растворения в электролите: 15%-ный раствор NaCl при рабочем напряжении 12 В.

На рис. 3 и 4 приведены эпюры остаточных напряжений в опытных образцах, подвергнутых термоциклированию, при послойном удалении металла. Видно, что в результате термоциклирования напряжения несколько раз меняют знак как на поверхности, так и в теле образца.

После термической обработки на поверхности образцов образуются остаточные напряжения растяжения ($\sigma_1 = 20$ МПа). Небольшое количество термоциклов (до 100) увеличивает их значение до 60 МПа. К 200 термоциклов знак напряжений на поверхности меняется на противоположный и до 500 термоциклов идет увеличение напряжений сжатия (до $\sigma_1 = -220$ МПа), но к 800 термоциклов на поверхности опять формируются напряжения растяжения ($\sigma_1 = 90$ МПа).

При удалении слоев металла от поверхности до середины образца происходит перераспределение величины и знака напряжений. Например, у образцов без термоциклирования (см. рис. 3, кривая *1*) на глубине 0,2 мм знак напряжений меняется и начинают расти напряжения сжатия. На глубине 3 мм напряжения опять меняют знак на противоположный.

После 50 и 100 термоциклов (см. рис. 3, кривые *2* и *3*) доминируют растягивающие напряжения. Имеются только небольшие области сжатия в приповерхностном слое. После 200 и 500 термоциклов (см. рис. 3, кривые *4* и *5*) преобладают напряжения сжатия. Преобладающими напряжениями после 800 термоциклов до глубины 1,5 мм будут напряжения растяжения, затем сжатия. После 500 термоциклов только на глубине

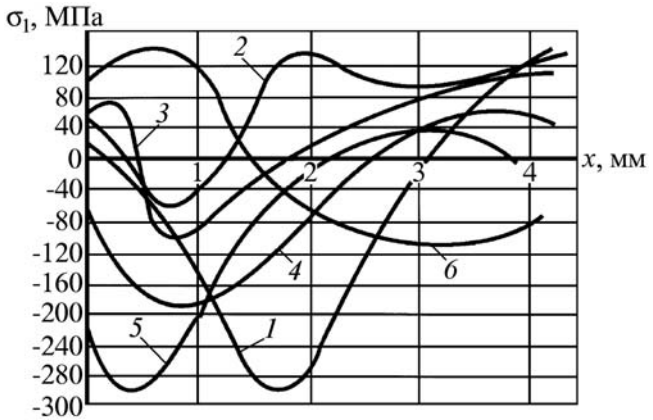


Рис. 3. Эпюры остаточных напряжений в опытных образцах из стали 3Х3М3Ф (44...46 HRC), подвергнутых термоциклированию в интервале температур 20...550 °С:
1 – без термоциклирования; *2* – 50 термоциклов; *3* – 100; *4* – 200; *5* – 500; *6* – 800

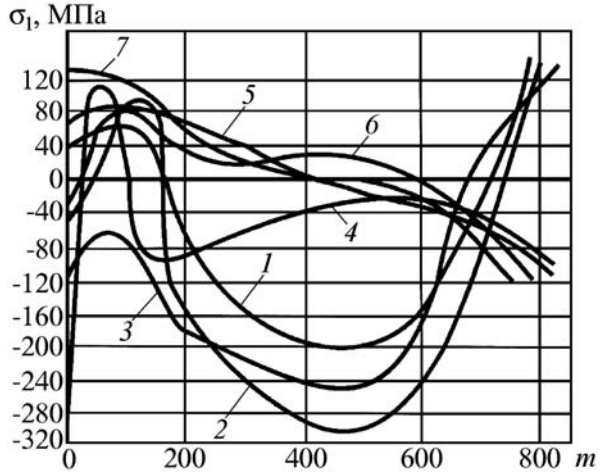


Рис. 4. Влияние термоциклирования в интервале температур 20...550 °С на распределение остаточных напряжений в опытных образцах из стали 3Х3М3Ф (44...46 HRC):
1 – поверхность; *2* – 0,3 мм от поверхности; *3* – 0,8; *4* – 1,8; *5* – 2,8; *6* – 3,4; *7* – 4,0

от 2 до 4 мм имеется незначительная область растягивающих напряжений.

Как следует из рис. 3 и 4, термоциклирование вызывает не только появление, но и перераспределение напряжений, причем растягивающие напряжения достигают $\sigma_1 = 130$ МПа, сжимающие – $\sigma_1 = -300$ МПа.

Сравнивая результаты экспериментальных исследований остаточных напряжений в опытных пуансонах после ТО и ряда циклов штамповки, а также в опытных образцах в исходном состоянии и после термоциклирования, напряжения близки по величине и характеру перераспределения в процессе термосилового воздействия.

Распределение напряжений имеет довольно сложный характер, эпюры несколько раз меняют знак по толщине стенки инструмента и опытных образцов. Можно предположить, что при нарушении режимов термической обработки и при наличии дефектов, например, металлургического характера, такие напряжения в сочетании с термическими могут вывести инструмент из строя при первых циклах штамповки.

Применение данной методики позволяет моделировать на опытных образцах как режимы термической обработки, распределение и величину остаточных напряжений, методы упрочнения, так и режимы эксплуатации.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Фатеев В.И., Панченко Е.В.** Величина и характер распределения остаточных напряжений в головке прошивного пуансона // Прикладные задачи газодинамики и недеформируемых твердых тел: тр. ТулГУ. Тула, 1996. С. 193–197.

2. **Анализ** параметров долговечности сталей для штампов горячей штамповки / В.И. Фатеев и др. // Производство проката. 2005. № 6. С. 23–26.

Вячеслав Игоревич Фатеев, канд. техн. наук

А.А. Горлова, С.В. Родинков (*ОАО "АХК ВНИИМЕТМАШ им. академика А.И. Целикова"*)

Мелкосортный прокатный стан 280 конструкции ВНИИМЕТМАШ

Мелкосортный непрерывный стан 280 рассчитан на производство 250 тыс. т проката в год и входит в состав литейно-прокатного комплекса. Сортамент стана включает прокат круга, квадрата, равнополочного уголка и строительной арматуры, в том числе термоупрочненной. Заготовками являются непрерывно-литые квадратные профили 125×125 мм.

The small-section continuous mill 280 is calculated for manufacture of 250 thousand tons of roll stock per year and it is part of mini-mill complex. The product mix of mill implicates roll stock of circle, square, corner and reinforcement steel, including thermostrengthened. As billet continuously-casted square profiles of 125×125 mm is used.

Ключевые слова: мини-завод; прокатный стан; рабочая клеть; непрерывно-литая заготовка; прокат.

Key words: mini-mill; rolling mill; working stand; continuosly-casted billet; roll stock.

В последние десятилетия в России значительно возросли капиталовложения в промышленное и жилищное строительство, требующие существенного увеличения производства строительной арматуры. Сложившаяся ситуация на рынке строительства вызвала интерес к созданию мини-заводов по производству данного типа продукции, обеспечивающих минимальный уровень капитальных затрат по сравнению с традиционными технологиями, за счет компактности производства, уменьшения расходов на перевозки, снижения расхода электроэнергии, уменьшения трудоемкости изготовления проката. При этом создание мини-заводов, перерабатывающих металлолом, в регионах с наибольшим потреблением проката позволит повысить уровень жизни населения путем создания новых рабочих мест.

ВНИИМЕТМАШ разработал концепцию металлургического мини-завода, основанного на гибкой, современной модульной схеме по производству мелкосортной прокатной продукции объемом производства 100...250 тыс. т/год.

В состав металлургического мини-завода входит мелкосортный прокатный стан, который может работать как в составе литейно-прокатного комплекса (ЛПК), так и самостоятельно прокатывая крупную заготовку.

Мелкосортный прокатный стан 280 предназначен для производства горячекатанного круга диаметром 12...40 мм, квадрата 12...30 мм, равнополочного уголка № 2,5...№ 4,0, стали арматурной или железобетонных конструкций класса AI–AIII № 12...№ 32, стали арматурной термоупрочненной Ат400...Ат800 № 12...№ 32. Поставка готовой продукции должна осуществляться в прутках длиной от 6 до 12 м.

Стан работает в составе ЛПК производства сортового проката при непосредственном совмещении МНЛЗ с прокатным оборудованием в одном технологическом комплексе. Подобное совмещение технологических процессов позволяет обеспечить экономию энергетических затрат, сократить необходимые производственные площади и количество технологического оборудования, повысить выход годного по сравнению с традиционным изготовлением металлопродукции.

На основании заданного технологического процесса прокатки для производства требуемого сортамента выбрана схема 18-клетевого непрерывного однониточного мелкосортного стана, в состав которого входит следующее оборудование (рис. 1):

– рольганги задающий и возвратный;

– нагревательная печь с весами;

– окалиноломатель;

– система гидросбива окалины;

– черновая группа прокатных клетей. Первые две клети (горизонтальная и вертикальная) имеют диаметр валков 560 мм, последующие четыре (две горизонтальные и две вертикальные) с диаметром валков 450 мм;

– кривошипно-шатунные ножницы № 1 для аварийной порезки и обрезки передних концов раскатов после прокатки в черновой группе клетей;

– промежуточная группа прокатных клетей, состоящая из шести горизонтальных клетей с диаметром валков 380 мм;

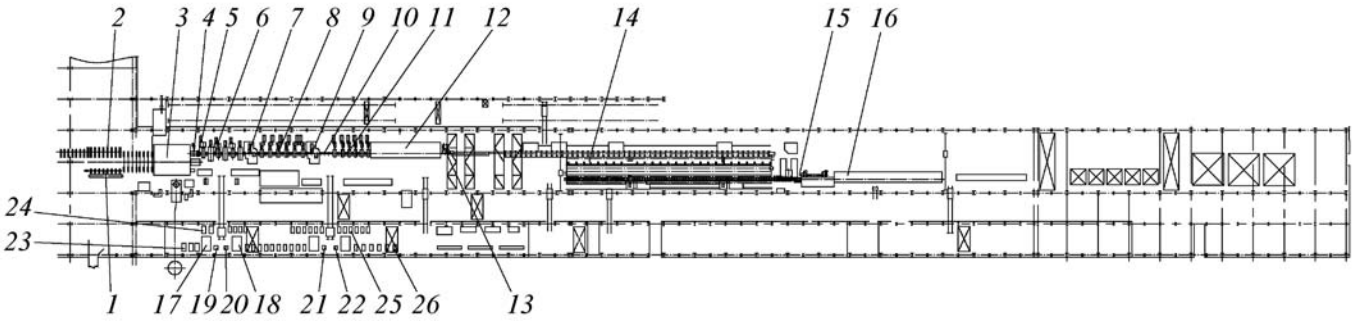


Рис. 1. План расположения оборудования стана 280 ЛПК-200:
1 – рольганг задающий; *2* – рольганг возвратный; *3* – нагревательная печь с весами; *4* – окалиноломатель; *5* – установка гидросбива окалины; *6* – черновая группа клетей; *7, 9, 13* – летучие ножницы; *8* – промежуточная группа клетей; *10* – петлеобразователь; *11* – чистовая группа клетей; *12* – установка термоупрочнения арматуры; *14* – холодильник реечный; *15* – участок резки и пакетировки проката; *16* – участок резки сортового проката; *17*, *18* – кантователи вертикальных клетей; *19* – *22* – стенды клетей; *23* – *26* – стенды для смены валков

– кривошипно-шатунные ножницы № 2 для аварийной порезки и обрезки передних концов раскатов после прокатки в промежуточной группе клетей;

– петлеобразователь;

– чистовая группа прокатных клетей, состоящая из шести горизонтальных клетей с диаметром валков 280 мм;

– устройство для термоупрочнения арматуры;

– барабанные ножницы № 3 для резки проката на кратные мерные длины;

– реечный холодильник;

– участок резки и пакетирования проката.

Кроме этого, в состав оборудования стана входят кантователи вертикальных клетей, установочные стенды клетей, стенды для смены валков и привалковая арматура.

Специфической особенностью сортовых станов является наличие большого числа прокатных клетей в связи с выпуском широкого диапазона геометрической и размерной номенклатуры, марочного сортамента и т.д. Поэтому в составе литейно-прокатного комплекса применяют прокатные клети различной конструкции. Использование того или иного типа клетей обусловливается рядом причин: силой прокатки в каждой клети, скоростным и температурным режимами, производительностью стана. Кроме этого, большое внимание уделяется металлоемкости клетей. В последние десятилетия при проектировании станов для производства стального мелкосортного проката наметилась устойчивая тенденция – применять бесстанинные клети. Клети станинной конструкции в настоящее время применяют исключительно при специфическом производстве.

Бесстанинные клети типа "Red Ring" были приняты за основу при проектировании рабочих клетей стана 280. Данная конструкция клетей обладает рядом преимуществ по сравнению с клетями традиционной конструкции: компактность и меньшая масса; простота и удобство перевалки; конструкция клети позволяет разместить на ней необходимые приводы и датчики, что обеспечивает быстроту и удобство настройки клети, а также автоматизировать процесс настройки стана (установка клети на ось прокатки после перевалки, переход с одного ручья калибра на другой и т.д.).

Особенности конструкции клетей, а также схема закрепления клети на раме таковы, что все калибры горизонтальных клетей, независимо от переточки валков находятся неизменно на уровне прокатки, расположенном на отметке +1000 мм, а калибры вертикальных клетей сохраняют неизменное положение в вертикальной плоскости относительно оси прокатки. Кроме этого, принятый тип конструкции клетей позволил сократить металлоемкость приблизительно в 1,5 раза по сравнению с традиционными сортовыми станами.

Черновая группа клетей стана состоит из шести чередующихся рабочих клетей (№ 1, 3 и 5 – горизонтальные, № 2, 4 и 6 – вертикальные). Такая компоновка в пределах группы позволяет отказаться от кантователя раскатов достаточно крупных поперечных сечений (125×125 мм).

В промежуточную и чистовую группы прокатных клетей раскат входит уже с уменьшенной площадью поперечного сечения, что создает условия для успешной кантовки в промежутках этих групп. Конструкция чистовой группы прокатных клетей подобна промежуточной и состоит также только из горизонтальных клетей. Такой тип компоновки заметно упрощает конструкцию группы и повышает ее технологическую надежность (особенно это важно в связи с тем, что скорость прокатки в промежуточной и чистовой группах клетей существенно выше, чем в черновой), а также позволяет организовать в них слитинг-процесс, прокатку таких типов профилей, как уголок, швеллер и других фасонных профилей, прокатка которых возможна только в группах с горизонтальным расположением клетей.

Техническая характеристика линий рабочих клетей стана 280

Параметр	Линии рабочих клетей					
	560Г	560В	450Г	450В	380	280
Диаметр валков, мм	560...520	560...520	450...410	450...410	380...340	280...250
Длина бочки валков, мм	410	410	400	400	590	400
Число калибров на валках	2	2	3	3	5...11	6...12
Сила прокатки (max), кН	1483	1167	1327	970	680	394
Момент прокатки (max), кН·м	155,6	122	92	84	24	11
Осевая регулировка валков, мм	±4	±4	±4	±4	±3	±3
Частота вращения валков, мин$^{-1}$	5,4...6,5	7,5...9,1	12,5...27,8	16,7...38,7	50...215	274...960
Мощность электродвигателя главного привода клети, кВт	335	335	335	335	525	525
Масса оборудования линии, т	51,1	72	36,2	54	30,5	23,2

Стан 280 оснащен индивидуальными приводами клетей, а также современными средствами автоматизации, измерения и контроля. Система управления главными приводами стана построена на принципе минимального натяжения металла между клетями. Между промежуточной и чистовой группами клетей стана установлен петлерегулятор, с помощью которого возможно производить регулировку приводов чистовой группы не "качая" привода остальных групп.

Управление станом осуществляется с помощью компьютера. В работе системы управления используется программное обеспечение, реализующее "нейронный" принцип – запоминание всех режимов прокатки с последующим выбором из них наиболее оптимального.

Техническая характеристика линий рабочих клетей стана 280 приведена в таблице.

Спроектированные клети, а также приводы, имеют максимальную унификацию в пределах группы.

На рис. 2 представлен общий вид горизонтальной рабочей клети стана. Клеть включает в себя узел валков *1*, установленный и зафиксированный откидными болтами *3* на раме *2*. В нижней части рама оснащена направляющими с Т-образным пазом для перемещения клети на плитовине. Клеть устанавливается в направляющие плитовины и фиксируется гидрозажимами. Также на раме смонтирован механизм осевой регулировки валков *4*. Он представляет собой двойную рычажную систему, при помощи которой производится совмещение ручьев верхнего и нижнего валков. Для каждого валка собран отдельный механизм осевой регулировки, поэтому валки могут перемещаться независимо друг от друга в осевом направлении.

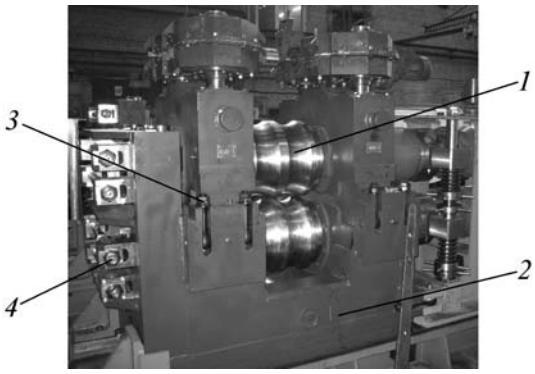


Рис. 2. Клеть горизонтальная:
1 – узел валков; *2* – рама; *3* – болт откидной; *4* – механизм осевой регулировки валков

Узел рабочих валков клети представлен на рис. 3. Рабочие валки *2* установлены в подушках *3* и *4* на четырехрядных цилиндрических роликовых подшипниках *5*. Каждая пара подушек, верхняя и нижняя, собрана на винтах *6* и *7* (отличаются только направлением нарезки упорной резьбы), вставленных в опоры *8* и *9* и зафиксированных от осевого перемещения стаканами *10* и *11*. Винты имеют свободу вращения в опорах, на них навернуты нажимные гайки *12* и *13* с левой и правой резьбой, на которые через сферические опоры *14* опираются подушки. Гайки от проворота относительно подушек зафиксированы специальными шайбами-фиксаторами *15*. При одновременном вращении винтов в разных направлениях гайки перемещаются вдоль винта, сводя или разводя подушки симметрично относительно уровня прокатки. Зазоры в резьбе, а также между подушками и гайками выбираются гидроцилиндрами плунжерного типа *16*, вмонтированными в опоры узла валков.

Радиальная нагрузка во время прокатки через подушки и гайки замыкается на винтах. Осевые нагрузки на каждом валке воспринимаются сдвоенными радиально-упорными шарикоподшипниками *17*, установленными в корпусе *18* со стороны обслуживания клети. Сам корпус фиксируется рычагами механизма осевой регулировки валков.

Смазка: подшипников качения – пластичная централизованная, поверхностей скольжения опор вин-

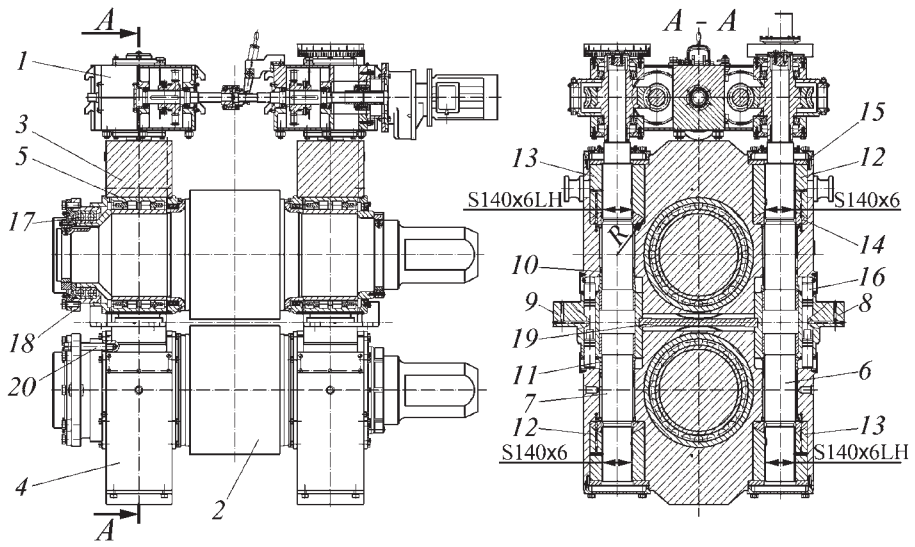


Рис. 3. Схема валкового узла бесстанинной клети стана 280 конструкции ВНИИМЕТМАШ:
1 – механизм установки раствора валков; *2* – валок; *3* – подушка верхняя; *4* – подушка нижняя; *5* – четырехрядный роликовый подшипник; *6*, *7* – винты; *8*, *9* – опоры; *10*, *11* – верхний и нижний стаканы; *12*, *13* – гайки; *14* – опора сферическая; *15* – шайба-фиксатор; *16* – гидроцилиндр; *17* – радиально-упорный шарикоподшипник; *18* – корпус; *19* – калибр; *20* – фиксатор

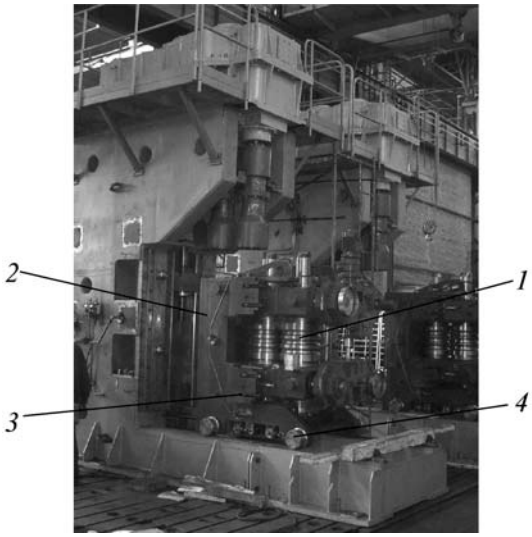


Рис. 4. Клеть вертикальная:
1 – узел валков; *2* – рама; *3* – болт откидной; *4* – ролики выкатные

тов и резьбы – пластичная закладная. Для синхронной работы винтов на их выходных концах смонтирован механизм установки раствора валков *1*.

Конструкция валкового узла вертикальной (рис. 4) клети аналогична узлу горизонтальной. Для вертикального перемещения клети по стойке с одной стороны рама оснащена направляющими с Т-образным пазом. В нижней части рамы установлено четыре ролика *4*, на которых клеть выкатывается по горизонтальным направляющим стойки при перевалке.

Наиболее широко используемая арматурная сталь для железобетонных конструкций является одним из видов проката, объемы производства и потребление которого возрастают наряду с требованиями к его качеству. В связи с этим одной из основных задач современного сортопрокатного производства является обеспечение максимальной экономии металла за счет снижения отходов на переделах и уменьшения размеров допусков на размеры прокатной продукции.

Благодаря внедрению новой концепции стана в составе ЛПК, основывающейся на применении бесстанинной конструкции клетей, планируется выпуск продукции широкого сортамента по суженным допускам. При этом себестоимость 1 т продукции, произведенной на стане 280 в составе ЛПК, приблизительно в 1,15 раза дешевле по сравнению с аналогичным объемом продукции, полученной традиционным способом. На снижение себестоимости оказывают влияние не только низкие капитальные затраты, но и меньшие расходы по переделу. Таким образом, стан 280 в составе ЛПК является высокоэффективным оборудованием для производства мелкого сорта и арматуры.

Существует и другая, не менее важная особенность стана в составе ЛПК. В настоящее время значительно выросла статья затрат на грузоперевозки, доля которых может составлять до 30 % в стоимости готовой продукции. Таким образом, строительство ЛПК в непосредственной близости от потребителя металла позволит свести транспортные расходы к минимуму, а эффективность стана еще более возрастет.

Алевтина Алексеевна Горлова, канд. техн. наук;
Сергей Васильевич Родинков, зав. отделом прокатных станов

УДК 621.74.045:681.326:621.52

Р.А. Малышев, А.А. Жуков
(*Рыбинская государственная авиационная технологическая академия им. П.А. Соловьёва*)

Лабораторный комплекс для дилатометрического анализа

Лабораторный комплекс дилатометрического анализа позволяет по кривой линейного расширения сплава определить температурный коэффициент линейного расширения, решить задачи определения температурного интервала и кинетики фазовых превращений сплавов, а также показателей тепловой структурной стабильности. Система позволяет автоматически обработать дилатометрическую кривую и произвести расчет характеристик материалов для различных температурных диапазонов и интервалов, задаваемых оператором.

Laboratory complex of dilatometric analysis allows to define temperature factor of linear enlargement according to the curve of linear enlargement, to solve the tasks of defining of temperature interval and kinetics of phase transformations of alloys, and also exponents of thermal structural stability. The system allows to workup automatically the dilatometric curve and to make the calculation of the characteristics of the materials for different temperature range and intervals which were made by operator.

Ключевые слова: дилатометрический анализ; физический контроль; температурный коэффициент линейного расширения; лабораторный комплекс; интеллектуальные модули ввода и сопряжения с персональным компьютером; программное обеспечение комплекса.

Key words: dilatometric analysis; physical control; temperature factor of linear enlargement; laboratory complex; intellectual units of input and connection with personal computer; the software of the complex.

Наряду с основными методами разрушающего и неразрушающего контроля существуют также различные методы физического контроля специальных свойств материалов, например дилатометрический анализ (ДТА).

Метод ДТА позволяет контролировать свойства материала, определяющие его поведение в условиях высоких температур. ДТА основан на изменении плотности и объема металлов и сплавов при нагревании. Физическая сущность дилатометрического анализа основана на увеличении межатомного расстояния кристаллической решетки металлов и сплавов и уменьшении их плотности при нагревании.

Используя метод ДТА, можно контролировать сплавы в интервале температур 900...200 °С и решать задачи определения: коэффициентов объемного и линейного расширения; температурного интервала и кинетики фазовых превращений; линейных и объемных эффектов фазовых превращений; оценки тепловой структурной стабильности сплавов; изучения процессов деформации металлов и сплавов.

Для деталей, работающих в условиях повышенных температур, температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) имеет большое значение, так как он определяет величину тепловой деформации, а также уровень термических напряжений σ_t в соответствии с выражением

$$\sigma_t = E\alpha\Delta T/(1-\mu), \qquad (1)$$

где E – модуль упругости Юнга, МПа; α – ТКЛР, 1/°С; ΔT – температурный градиент, °С; μ – коэффициент Пуассона.

Таким образом, для ответственных деталей в ряде случаев ТКЛР является характеристикой качества сплава, поэтому определение его величины в режиме реального времени является актуальным и имеет важное научно-практическое значение.

ТКЛР является определяющим фактором для выбора марки материала термофиксаторов – технологической оснастки для проведения термической обработки деталей в условиях напряженного состояния для предотвращения коробления и деформации [1].

Для проведения дилатометрического анализа в настоящее время наиболее широко используется дилатометр типа ДКВ-5А (дилатометр кварцевый, высокотемпературный, модель 5А – с автоматической регистрацией дилатометрической кривой).

Характер дилатометрической кривой для сплавов с фазовыми превращениями I рода представлены на рис. 1. В температурном интервале фазового перехода

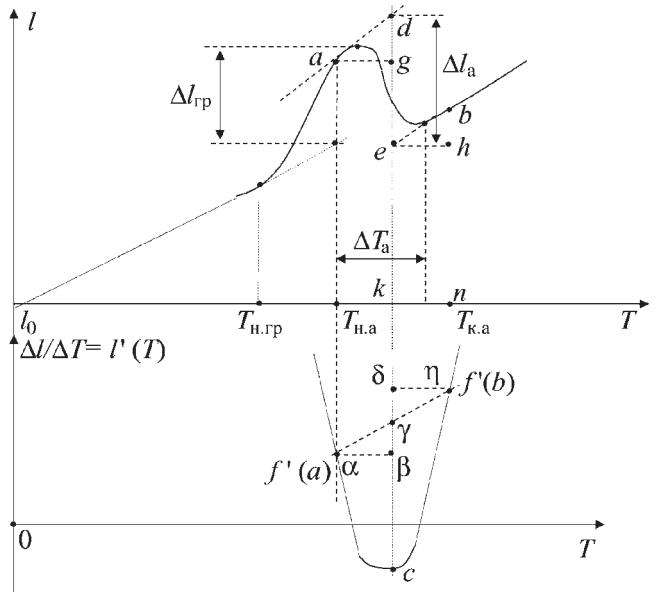


Рис. 1. Дилатометрическая кривая и методика расчета линейных эффектов фазовых превращений

кривая теплового расширения имеет аномальный характер в виде перегибов на кривой. Использование ДТА позволяет установить температуры начала и конца фазового превращения и определить его температурный интервал в чугунах. В отсутствии фазовых превращений ТКЛР непрерывно возрастает при повышении температуры.

Основными показателями фазовых превращений в сплавах системы железо – углерод являются: температура начала графитизации – $T_{н.гр}$, температура начала и конца аустенизации – $T_{н.а}$, $T_{к.а}$, температурный интервал аустенизации – $\Delta T_а$, линейный эффект графитизации – $\Delta l_{гр}$ и аустенизации – $\Delta l_а$.

Существует методика ручной обработки дилатометрической кривой $l = f(T)$. По этой методике для определения эффектов фазового превращения необходимо найти температурную зависимость коэффициента расширения

$$\alpha_{(T_1-T_2)} = \frac{l_2 - l_1}{l_1}\frac{1}{T_2 - T_1}. \qquad (2)$$

Зависимость (2) затем следует продифференцировать по температуре T в пределах, которые определяются отклонением расширения от линейного, т.е. в интервале фазового превращения. Полученная величина является линейным эффектом, по которому вычисляют объемный эффект фазового превращения. Рассмотрим типичную дилатометрическую кривую $y = f(x)$ ($l = f(T)$), приведенную на рис. 1.

Пусть y является линейной функцией x до и после фазового превращения:

– до превращения $y = f'(a) + C_1$;

– после $y = f'(b) + C_2$,

где C_1 и C_2 – постоянные.

В общем случае $f'(a) \neq f'(b)$. Пусть $f'(a) < f'(b)$. Построим кривую $f'(x)$ и вычислим искомый линейный эффект, равный площади фигуры, ограниченной линиями $\alpha c \eta$ и $\alpha\eta$. Линия $\alpha\eta$ соответствует изменению коэффициента расширения без скачкообразного изменения удельного объема. С достаточной точностью $\alpha\eta$ можно считать прямой линией. Если точка выбрана так, что треугольники $\alpha\beta\gamma$ и $\eta\delta\gamma$ равны, то тогда площадь фигуры $\alpha c \eta$ равна сумме площадей фигур $\alpha\beta c$ и $\delta\eta c$:

$$S_{\alpha\beta c} = -\int_a^c [f'(x) - f'(a)]dx = f(a) - f(c) + (c-a)f'(a). \qquad (4)$$

Аналогично

$$S_{\delta\eta c} = -\int_a^c [f'(x) - f'(b)]dx = f(c) - f(b) + (b-c)f'(b). \qquad (5)$$

Общая площадь

$$S_{\alpha\eta c} = S_{\alpha\beta c} + S_{\delta\eta c} =$$
$$= f(a) - f(b) + (c-a)f'(a) + (b-c)f'(b).$$

Эта величина численно равна линейному эффекту превращения Δl [3]. С другой стороны отрезок de, соединяющий продолженные линии термического расширения до и после фазового превращения

$$de = kd - ke. \qquad (6)$$

В свою очередь

$$kd = kg - dg,$$

где $kg = f(a)$.

Поскольку в треугольнике agd:

$$\mathrm{tg}(\angle dag) = f'(a),$$

то $dg = agf'(a) = (c-a)f'(a)$,

т.е. $kd = f(a) + (c-a)f'(a)$.

Аналогично

$$ke = bn - bh,$$

где $bn = f(b)$;

$$bh = (b-c)f'(b)$$

и

$$ke = f(b) - (b-c)f'(b).$$

Поэтому

$$de = f(a) - f(b) + (c-a)f'(a) + (b-c)f'(b).$$

Сравнивая уравнения (6) для de и (5) для $S_{\alpha\eta c}$, находим, что

$$de = S_{\alpha\eta c} = \Delta l.$$

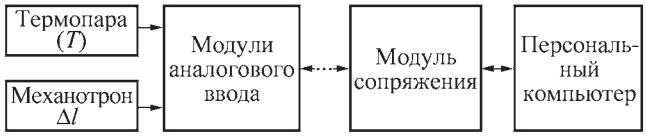


Рис. 2. Структура системы ДТА

Таким образом, для вычисления линейного эффекта превращения достаточно продолжить линии расширения до и после превращения и затем измерить расстояние между ними по вертикали вдоль линии, проведенной в середине температурного интервала с превращения (Черепнин В.Т. Экспериментальная техника в физическом металловедении. Киев, 1968).

В Рыбинской государственной авиационной технологической академии (РГАТА) была предложена структура универсального вычислительного комплекса [2, 3]. На ее основе была разработана система ДТА, структура которой приведена на рис. 2.

В настоящее время на основании приведенных разработок создан лабораторный комплекс ДТА.

Комплекс состоит из датчиков измерения температуры и тепловой деформации, интеллектуальных модулей ввода и сопряжения, персонального компьютера (ПК). В качестве датчика температуры используется термопара, удлинение снимается в виде аналогового напряжения с механотрона. Аналоговый сигнал с термопары и механотрона поступает на модули ввода, в которых преобразуется в цифровой код. Информация о температуре и удлинении в цифровой форме передается по каналу связи и через модуль сопряжения поступает в ПК. Для этого используются последовательный COM-порт (RS-232C) или USB-порт ПК.

В качестве модулей ввода и сопряжения применяются блоки ADAM серии 4000 фирмы Advantech – ADAM 4011/4012 и ADAM 4520/4561. Модули ADAM используют двухпроводную витую пару для передачи данных. Специальная схема обеспечивает надежную связь, подавляя помехи и шумы на линии, что позволяет передавать данные на большие расстояния (до 1200 м). Модули ADAM 4011 служат для подключения термопары, ADAM 4012 – механотрона. ADAM 4520 преобразует сигналы интерфейса RS-485 в RS-232, ADAM 4561 – RS-485 в USB.

Лабораторный комплекс функционирует под управлением программы ДТА. Программа ДТА разработана в среде Delphi и работает под ОС Windows 2000 и старше. Программный интерфейс представлен совокупностью окон, позволяющих легко общаться с системой в диалоговом режиме.

В связи с тем, что информация, поступающая в ПК – цифровая, возникает необходимость сглаживания кривой из-за ошибки типа "ступенька". Для этого применяются аппроксимационные сплайны и формулы усреднения (рис. 3). По сглаженной кривой удлинения строится график первой производной с автоматическим или ручным проставлением реперных точек. Для вычисления производной применяется метод дифференцирования по разностям [2].

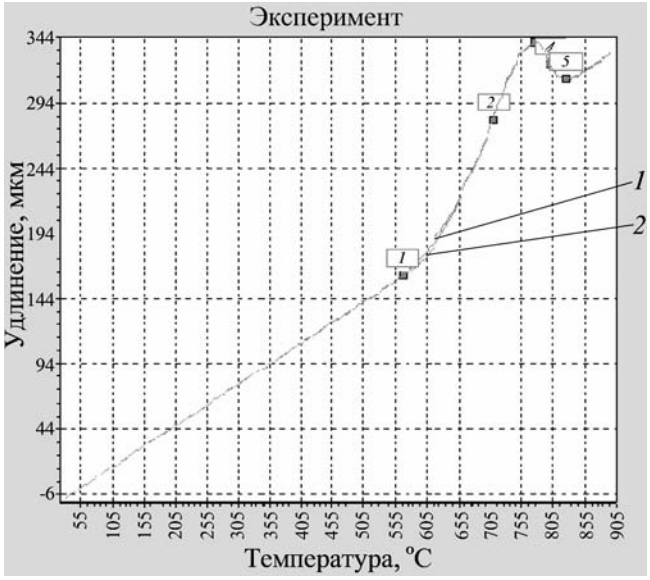


Рис. 3. Окно программы "Графики кривых":
1 – исходная кривая; *2* – аппроксимационный сплайн

Программа позволяет автоматически обработать дилатометрическую кривую на основе дифференциально-интегрального анализа соответствующих участков зависимости $l = f(T)$ (см. рис. 1) и произвести расчет характеристик материалов для различных температурных диапазонов и интервалов, задаваемых оператором, – коэффициент линейного расширения, температурные интервалы и кинетику фазовых превращений сплавов, а также показатели тепловой структурной стабильности.

Комплекс позволяет не только считывать данные с датчиков, но и также из файла или строить кривую вручную с помощью мыши. В настоящее время программа ДТА прошла техническое опробование при дилатометрическом анализе сталей, чугунов, сплавов на основе титана ВТ6, ВТ3 и никеля ЭИ708.

Программа позволяет сохранять результаты расчетов в базе данных. В программе имеется отчет, который содержит таблицы экспериментальных данных и результатов расчета ТКЛР, линейных эффектов фазовых превращений на различных интервалах температур (табл. 1 – 3). Возможно также производить вывод

1. Химический состав исследуемого серого чугуна

Номер плавки	Содержание элементов, % мас.				
	Основные элементы			Вредные примеси	
	C	Si	Mn	S	P
3	3,60	2,210	0,570	–	–
13	2,95	1,519	0,732	0,090	0,07

2. Значения ТКЛР

Номер плавки	Диапазон температур, °С	$\alpha \cdot 10^6$, 1/°С	Примечание
3	30...540	9,0027	Превращения отсутствуют
	540...655	19,7525	Стадия графитизации
	655...717,5	18,3924	
	717,5...742,5	–59,4765	Стадия аустенизации
	742,5...795	–38,9606	
	795...830	17,2189	Превращения отсутствуют
13	30...462,5	11,3092	Превращения отсутствуют
	462,5...647,5	27,4952	Стадия графитизации
	647,5...720	31,7805	
	720...742,5	–25,7379	Стадия аустенизации
	742,5...792,5	–17,0399	
	792,5...835	25,2133	Превращения отсутствуют

3. Показатели тепловой структурной стабильности

Номер плавки	Температура, °С				Удлинение, мкм	
	$T_{н.гр}$	$T_{н.а}$	$T_{к.а}$	$\Delta T_а$	$\Delta l_{гр}$	$\Delta l_а$
3	540	717,5	795	77,5	152,92	178
13	462,5	720	792,5	72,5	378,6	71,5

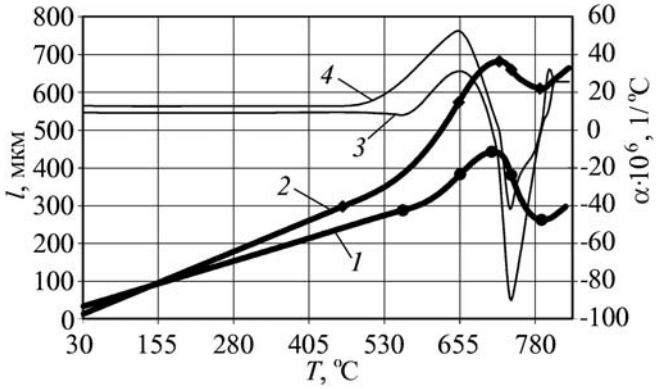


Рис. 4. Дилатометрические исследования серого чугуна: *1, 2* – $l(T)$ для плавок 3 и 13 соответственно; *3, 4* – dl/dt для плавок 3 и 13 соответственно

Рис. 5. Система ДТА

отчета и графиков в файл и на печатающее устройство.

На рис. 3, 4 представлены дилатометрические кривые, а также температурные зависимости ТКЛР, которые построены непосредственно в процессе нагревания образца из серого чугуна (см. табл. 1).

Внешний вид системы ДТА приведен на рис. 5.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Кочетков В.А., Жуков А.А., Коренченко М.Г.** Особенности применения и проектирования термофиксаторов / Сб. докл. 8-го Междунар. конгр. "Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов". Т. 1. Харьков, 2007.

2. **Малышев Р.А.** Универсальный аппаратно-программный комплекс для автоматизации контроля материалов: XXVI конференция молодых ученых и студентов (5–6 апр. 1999 г.). Тез. докл.: в 2-х ч. Рыбинск: РГАТА, 1999. Ч. 2.

3. **Малышев Р.А.** Автоматизированная система дилатометрического анализа: сб. тр. молодых ученых. Рыбинск: РГАТА, 2000.

Роман Алексеевич Малышев, канд. техн. наук;
Анатолий Алексеевич Жуков, канд. техн. наук

УДК 669.017

Е.А. Морозова, В.С. Муратов (*Самарский государственный технический университет)*

Лазерное легирование никелем поверхности титана

Изложены закономерности формирования состава, структуры и свойств поверхности титана при лазерном легировании никелем.

Composition, structure and properties of titanium surface forming regularities upon laser alloying are accounted.

Ключевые слова: титан; поверхность; лазерное легирование никелем; состав; структура; свойства.

Key words: titanium; surface; nickel laser alloying; composition; structure; properties.

Режимы лазерного поверхностного легирования (ЛПЛ) при упрочнении поверхности титана такими легирующими элементами, как никель, железо, хром, марганец, медь, устанавливали экспериментальным путем, исходя из условий обеспечения состояния оплавления и образования ванны расплава (верхний предел скорости лазерного излучения) и получения поверхности с относительно хорошим качеством (нижний предел скорости излучения).

При легировании поверхности титана никелем (толщина покрытия 10 мкм) диапазон изменения скорости лазерной обработки, отвечающий указанным требованиям, при мощности излучения $P \approx 220$ Вт составлял от 1,66 до 2,5 мм/с [1]. Эксперименты были проведены при скоростях лазерного излучения (ЛИ): $v_л$ = 1,66; 2,0 и 2,5 мм/с. При скорости свыше 2,5 мм/с формирование зоны легирования титана не наблюдалось, что обусловлено малой температурой из-за недостаточности времени теплового воздействия. ЛПЛ осуществлялось на установке непрерывного действия "Катунь".

Характеристики зоны оплавления, содержание легирующих элементов в поверхностном слое технически чистого титана ВТ1-0 и значения микротвердости в зоне оплавления при исследуемых скоростях лазерного излучения приведены в табл. 1 и на графиках рис. 1.

Из приведенных данных видно, что максимальная глубина ванны расплава наблюдается при средней скорости обработки. При уменьшении скорости прохода лазерного луча время воздействия на образец увеличивается, температура поверхности металла возрастает, что способствует интенсивному испарению никеля и частично титана с поверхности зоны оплавления. При максимальной скорости обработки наблюдается небольшая глубина ванны расплава за счет меньшего нагрева образца, но и интенсивность испарения металла покрытия относительно других скоростей лазерного излучения значительно меньше.

Из анализа изменения микротвердости по ширине упрочненной дорожки следует, что при исходной микротвердости исследуемых образцов 1800 МПа меньший ее прирост наблюдается при скорости 2,0 мм/с вследствие увеличения объема расплава (при

Рис. 1. Изменение микротвердости по поверхности зоны легирования титана с однослойным покрытием никелем толщиной 10 мкм при мощности излучения *P* = 220 Вт и различных скоростях лазерной обработки:
1 – 2,5 мм/с; *2* – 1,66 мм/с; *3* – 2,0 мм/с

1. Характеристики зоны оплавления на поверхности титана ВТ1-0, покрытого никелем и оплавленного CO_2-лазером при *P* = 220 Вт и различных скоростях обработки

Скорость лазерного излучения, мм/с	Глубина зоны оплавления, мкм	Примерное содержание Ni в зоне легирования, %	Микротвердость в зоне оплавления, МПа
1,66	90	11	7600...7800
2,0	170	6	7400...7600
2,5	90	11	8400...8600

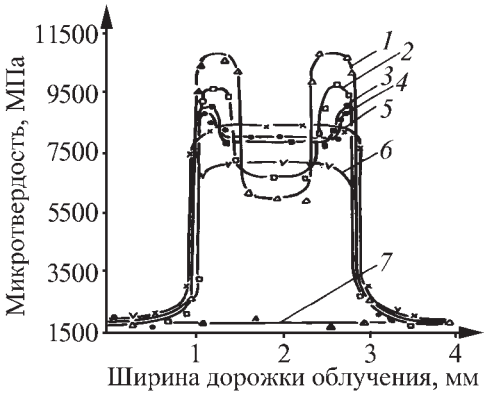


Рис. 2. Изменение микротвердости по поверхности зоны легирования при мощности излучения P = 220 Вт, $v_л$ = 2,5 мм/с и различной толщине никелевого покрытия:
1 – 30 мкм; *2* – 25 мкм; *3* – 20 мкм; *4* – 15 мкм; *5* – 10 мкм; *6* – 5 мкм; *7* – исходная твердость титана

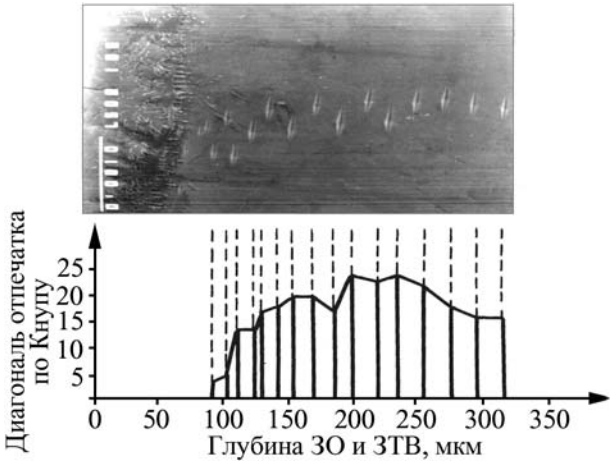


Рис. 3. Характер изменения твердости по ЗО и ЗТВ титана с никелевым покрытием при скорости лазерной обработки $v_л$ = = 2,0 мм/с

этой скорости глубина ванны расплава максимальная), уменьшения степени насыщения титановой матрицы легирующим элементом и соответствующего снижения плотности распределения интерметаллидных фаз в зоне легирования. Наиболее благоприятным режимом для наибольшего увеличения микротвердости является режим с максимальной скоростью лазерной обработки (2,5 мм/с).

При указанной скорости перемещения луча лазера исследовали микротвердость поверхностного слоя титана с различной толщиной никелевого покрытия, которая изменялась от 5 до 30 мкм (рис. 2). Наблюдаемый рост значений микротвердости в периферийной области расплава при толщине покрытия свыше 15 мкм объясняется частичным выплеском металла у краев зоны лазерного воздействия и повышенной концентрацией интерметаллидов в данной области. Отмеченные высокие значения микротвердости по краям ванн расплава характеризуют повышенную стойкость покрытия. Однако одновременно с этим нарушается рельеф поверхности.

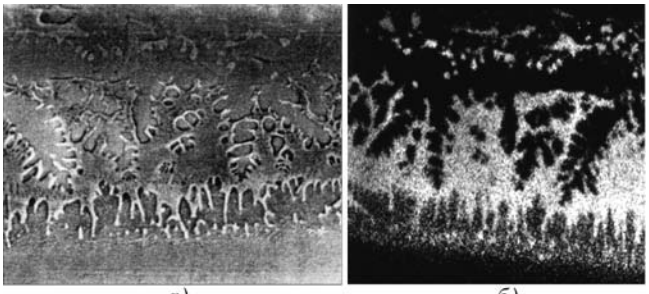
Анализ представленных графиков показывает, что достаточно высокое значение микротвердости получается при легировании никелем с толщиной покрытия 10...15 мкм, что и явилось основанием для дальнейшего изучения комплекса других характеристик процесса ЛИ при данной толщине покрытия.

Исследование закономерности формирования упрочненного легированного слоя осуществлялось рентгеноструктурным методом по дифрактограммам, полученным с поверхности образцов, обработанных с указанными скоростями ЛИ. На рентгенограммах титана с ЛПЛ никелем зафиксированы отражения от интерметаллидов $NiTi_2$, что коррелирует с данными диаграммы состояния системы Ni–Ti. "Расщепление" гексагональной α-фазы при легировании никелем не наблюдается.

Проведенные металлографические исследования поверхностей титановых образцов при насыщении никелем показали, что легированный микрообъем состоит из двух проявляющихся зон: зоны оплавления (ЗО) и зоны термического влияния (ЗТВ), образующейся в результате теплоотдачи от центра ЗО к периферии и расположенной между ванной расплава и матрицей основного металла. После прохода лазерного луча каждый участок ЗО и ЗТВ претерпевает изменение температуры во времени и испытывает те или иные структурные изменения вследствие протекания при охлаждении полиморфных превращений. В указанных зонах происходит процесс двойной фазовой перекристаллизации α- и β-модификаций $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$.

Характер изменения твердости по ЗТВ с никелевым покрытием при скорости лазерной обработки $v_л$ = 2,0 мм/с приведен на рис. 3, где показаны диагонали отпечатка алмазной пирамиды Кнупа (× 500) при нагрузке 0,2 Н. Отмеченное падение значений твердости в зоне термического влияния наблюдается вследствие распада перенасыщенных твердых растворов, коагуляции интерметаллидов, а также из-за разности объемов модификаций α и вновь образовавшейся новой дефектной структуры с модификацией α_1. Наиболее резкое разупрочнение металла имеет место у границы с участком неполной перекристаллизации, где титановая матрица нагревается до температуры начала $\alpha \rightarrow \beta$-превращения, т.е. максимальная температура близка к температуре нижней точки превращений.

Комплексными металлографическими и микрорентгеноспектральными исследованиями выявлены характерные зоны при ЛПЛ титана никелем. Формирование указанных зон рассмотрим отдельно для каждого режима лазерного легирования.



а) *б)*

Рис. 4. Микроструктура никелевого покрытия в титановой подложке под воздействием лазерного излучения при P = 220 Вт и $v_л$ = 1,66 мм/с:
а – общий вид. × 780; *б* – в рентгеновских лучах

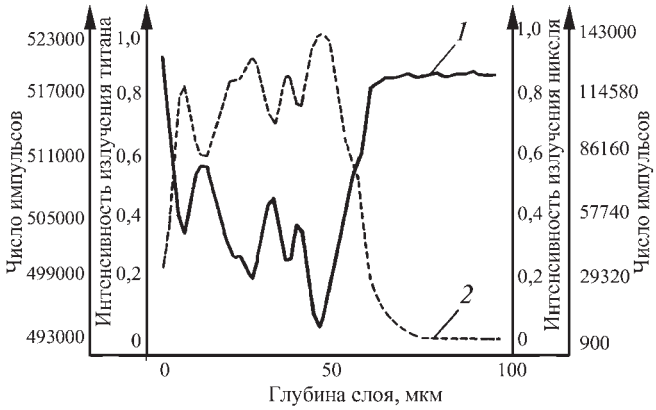


Рис. 5. Характер распределения легирующих элементов по глубине ванны расплава и ЗТВ титана при легировании никелем с P = 220 Вт и $v_л$ = 1,66 мм/с:
1 – титан; *2* – никель

Скорость лазерной обработки $v_л$ = 1,66 мм/с. При данном режиме можно выделить несколько характерных зон (рис. 4).

Зона 1, сформировавшаяся на поверхности протяженностью 38...40 мкм, представляет собой сплав с высокой концентрацией титана. В данной области просматриваются мелкие отдельные участки размером 2...5 мкм со структурой квазиэвтектоида. Из графика распределения легирующих элементов по глубине (рис. 5) следует, что характерным для данной зоны является преимущественное содержание титана, что согласуется с результатами, полученными на снимках, выполненных в рентгеновских лучах никеля и титана (см. рис. 4). Участок имеет пониженную микротвердость в сравнении с основным объемом ванны расплава, что обусловлено, в первую очередь, структурным воздействием лазерного излучения на титановую матрицу.

Зона 2 с типичной структурой доэвтектоидного сплава, состоящая из кристаллитов α-Ti и эвтектики. Наблюдается четкая ориентация дендритов α-фазы в направлении отвода тепла на матрицу. Длина кристаллов дендритов достигает 30...50 мкм.

Зона 3, представляющая прослойку небольшой толщины в пределах 10 мкм, состоит из структуры квазиэвтектоида.

Зона 4, являющаяся граничной областью кристаллизации титана из жидкой фазы, на момент расплавления находится в твердожидком состоянии. Она имеет протяженность порядка 30 мкм и состоит из зерен, вытянутых в направлении, перпендикулярном фронту кристаллизации. Кристаллиты в этой области состоят из α-Ti и эвтектики.

Зона 5 – зона термического влияния. Она представляет собой область твердого раствора, выявляющуюся в виде игольчатой структуры мартенсита.

Зафиксированный титан в поверхностном слое ванны расплава (зона 1) при данном режиме обработки может быть обусловлен как испарением никеля, так и всплыванием титана. Как известно, $T_{пл}$ никеля намного ниже $T_{пл}$ титана и составляет 1455 °С, что способствует значительному испарению легирующего элемента при малой скорости лазерной обработки.

Предельная растворимость никеля в α-Ti мала и при температуре эвтектоида (770 °С) не превышает 0,2 % Ni. Растворимость титана в никеле при эвтектической температуре (~ 15 % ат.) довольно высокая и значительно уменьшается при снижении температуры. Растворимость титана в никеле в зависимости от температуры приведена в табл. 2 [2].

Приведенная переменная растворимость титана в никеле способствует тому, что титан движется по направлению фронта кристаллизации к поверхности, а никель – в глубь титановой подложки. Очевидно, этот механизм объясняет повышенную концентрацию титана на поверхности ванны расплава.

Рентгеновским фазовым анализом, проведенным на установке "ДРОН-3" с поверхности образца, облученного со скоростью $v_л$ = 1,66 мм/с, зафиксировано наличие отражения от линий никеля, титана, интерметаллидов и нитрида титана. В целях локального фазового анализа проведены рентгеновские исследования с поверхности косого среза при ширине коллиматора 0,4 мм. На рентгенограмме с поверхности технически чистого титана отмечены отражения от линий α-Ti (002), (101), (102). На рентгенограммах с глубины 45 мкм наряду с указанными линиями зафиксированы

2. Растворимость титана в никеле в зависимости от температуры

Температура, °С	1287 (эвтетика)	1150	800	750	400
Растворимость, % ат.	15	11	8,5	8,0	3

отражения от линий Ni (111_α, 200_α, 220_α и 311_α), а также интерметаллидов NiTi и $NiTi_2$.

Данные рентгенограмм характеризуют крупнокристаллическую структуру в зоне расплава (о чем свидетельствует точечность рентгеновских линий). Обогащение поверхности азотом и образование нитрида титана TiN происходит в приповерхностной зоне на глубине менее 45 мкм, так как отражения от линий TiN отсутствуют.

Таким образом, по результатам проведенной серии экспериментов установлено, что в процессе ЛПЛ титана никелем при перемещении лазерного луча со скоростью 1,66 мм/с отмечена повышенная концентрация титана в приповерхностном слое с достаточно низкими значениями микротвердости, просматривается четкая ориентация дендритов в направлении титановой матрицы, длина кристаллов которых достигает порядка 50 мкм, получаемая при этом структура довольно однородна.

Известно, что на получение равновесного состояния между жидкой и твердой фазами и формирование других характеристик с улучшенными свойствами оказывает влияние увеличение скорости лазерного излучения. В связи с этим для достижения более высоких физико-механических свойств поверхностного слоя титана при ЛПЛ дальнейшие серии экспериментов проведены при более высоких скоростях перемещения лазерного луча.

Скорость лазерной обработки $v_л$ = 2,0 мм/с. Характерными особенностями для титановых образцов, облученных с данной скоростью, является крупнокристаллическая структура (рис. 6, *а*).

Зона 1 – это тонкая прослойка шириной ~ 20 мкм, представляет собой мелкодисперсную структуру. Размер кристаллитов составляет ~ 5...7 мкм.

Зона 2 представляет собой двухфазную смесь и состоит из зерен α-Ti и эвтектоида. Приблизительно на глубине 70 мкм формируется прослойка, которая по данным рентгеновского энергодисперсионного анализа состоит из практически чистого титана. Размер прослойки, располагающейся в виде островков, составляет 20...30 мкм. Отмеченные размеры диагонали отпечатка твердости при нагрузке 0,2 Н (рис. 6, *б*) свидетельствуют, что островки чистого титана обладают повышенным значением микротвердости за счет:

– легирования. В данной зоне образуется пересыщенный твердый раствор легирующего элемента никеля в титане;

– наводораживания. В период нанесения гальванического покрытия поверхность титана могла обогатиться водородом, что, в свою очередь, привело к возрастанию значения микротвердости и хрупкости;

– образования микроискажений в поверхностном слое в результате воздействия сильного теплового фронта.

Зона 3 представляет собой структуру квазиэвтектоида. В ней просматривается незначительная ориентация дендритов в направлении отвода тепла на матрицу титана. Формирование квазиэвтектоида происходит вследствие того, что температура эвтектической точки из-за большой скорости охлаждения смещается в сторону меньших концентраций никеля. В процессе кристаллизации при охлаждении до температуры примерно 800 °С формируется структура квазиэвтектоида, состоящая из кристаллитов β-фазы и Ti_2Ni. Кристаллиты имеют характерную глобулярную форму.

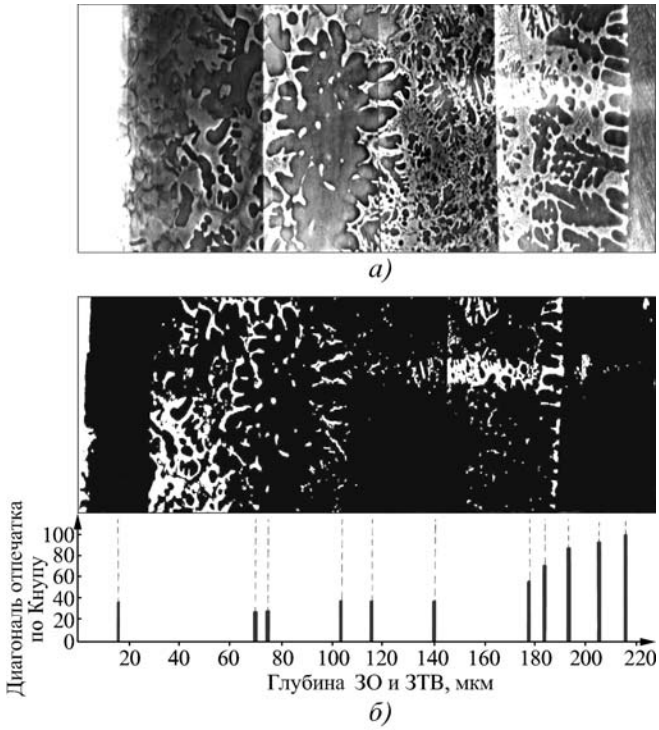


Рис. 6. Панорама поперечного сечения ЗО и ЗТВ при лазерном легировании титана никелем (× 2000) (*а*) и размеры диагонали отпечатка твердости по характерным зонам (*б*) при *P* = 220 Вт и $v_л$ = 2,0 мм/с

При достижении температуры эвтектоида (~ 770 °С) β-кристаллы, входящие в состав β-эвтектоида, превращаются в кристаллиты α и Ti_2Ni, т.е. происходит эвтектоидное превращение $\beta \rightarrow \alpha + Ti_2Ni$. Фрагмент микроструктуры квазиэвтектоида представлен на рис. 7, где отмечено наличие эвтектоида в больших по размерам β-кристаллах (зона β-кристалла обозначена контурной линией).

Зона 4, которая в момент воздействия лазера находилась в двухфазном жидко-твердом состоянии. После охлаждения жидкие участки превратились в квазиэвтектоид (см. рис. 7).

Зона 5 имеет структуру α'-титана. Как известно, в сплавах с β-стабилизаторами мартенситная α'-фаза представляет собой пересыщенный твердый раствор легирующего элемента в титане [3]. Отметим, что с увеличением скорости ЛИ пластины α'-фазы постепенно измельчаются и становятся тоньше. Такая

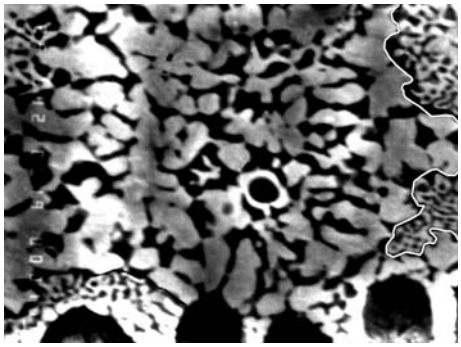


Рис. 7. Фрагмент квазиэвтектоидной микроструктуры зоны расплава при лазерном легировании никелем. × 6000

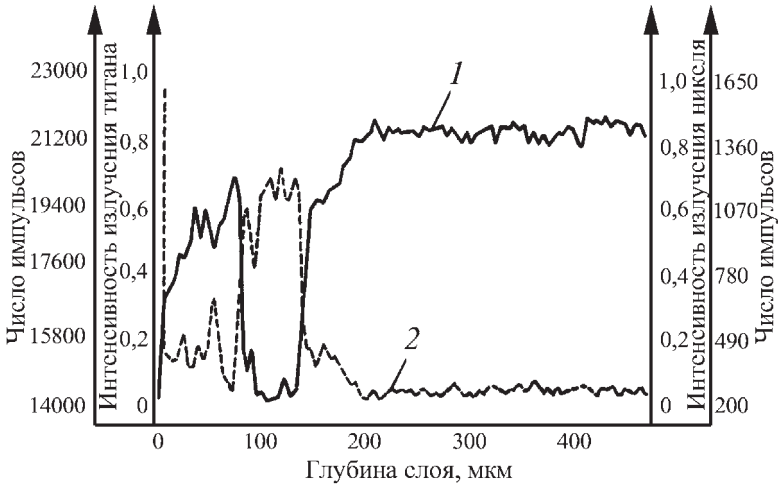


Рис. 8. Характер распределения легирующих элементов по глубине ванны расплава и ЗТВ при легировании титана никелем с P = 220 Вт и $v_л$ = = 2,0 мм/с:
1 – титан; *2* – никель

структура мартенсита имеет более высокую прочность и твердость, чем при обработке со скоростью 1,66 мм/с.

Сравнительные металлографические исследования (см. рис. 4 и 6) и характер распределения легирующих элементов по глубине ванны расплава и ЗТВ при $v_л$ = 1,66 мм/с и $v_л$ = 2,0 мм/с (см. рис. 5 и 8) свидетельствуют о выравнивании однотипности структур и улучшении других характеристик поверхностного слоя титана при ЛПЛ никелем с большей скоростью лазерного луча.

Скорость лазерной обработки $v_л$ = 2,5 мм/с. При указанном режиме упрочненный слой характеризуется относительно равномерной мелкодисперсной структурой квазиэвтектоида, образовавшегося в результате большой скорости охлаждения (рис. 9). Размер кристаллитов ближе к поверхности составляет ~ 10 мкм, а ближе к основе – ~ 2...3 мкм. Микроструктура является явно выраженной глобулярной, а не пластинчатой эвтектикой. В зоне отсутствует ярко выраженное направление теплоотвода в ориентации кристаллов. Граница раздела основного металла и расплавленной ванны является слаборазвитой. В основной металл на глубину ~ 10 мкм вклиниваются языки, представляющие собой бывшие участки расплава, превратившиеся в результате охлаждения к квазиэвтектоид.

Распределение легирующих элементов по глубине приведено на рис. 10, из которого следует, что протяженность зоны твердого раствора никеля в титановую подложку составляет ~ 26 мкм. В этой зоне формируется структура мартенсита. В зоне расплава наблюдается равномерное распределение химических элемен-

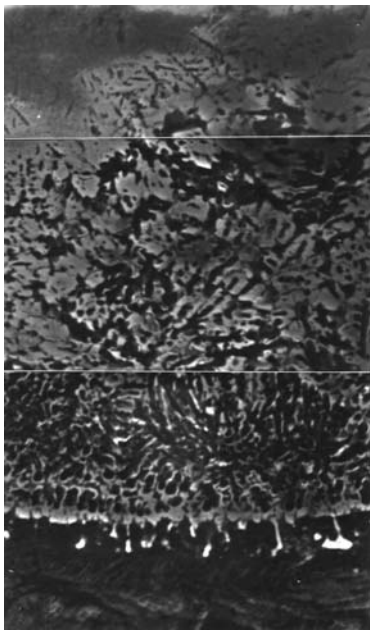


Рис. 9. Панорама поперечного сечения ЗО при лазерном легировании титана никелем с P = 220 Вт и $v_л$ = = 2,5 мм/с

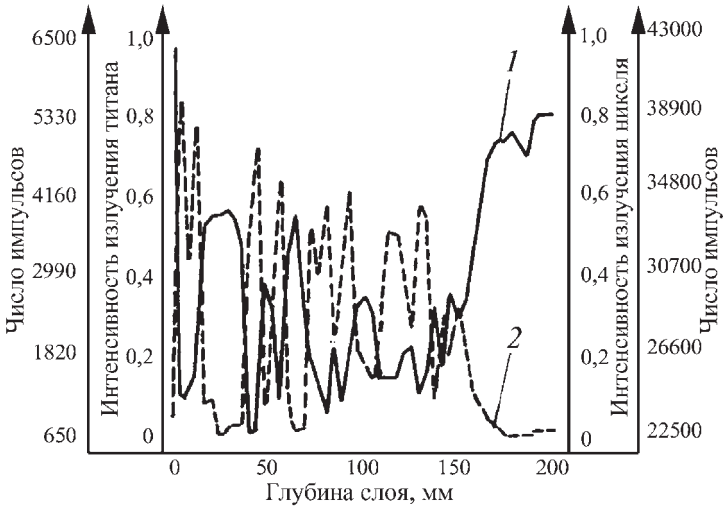


Рис. 10. Характер распределения легирующих элементов по глубине ванны расплава и ЗТВ титана при легировании никелем с P = 220 Вт и $v_л$ = 2,5 мм/с:
1 – титан; *2* – никель

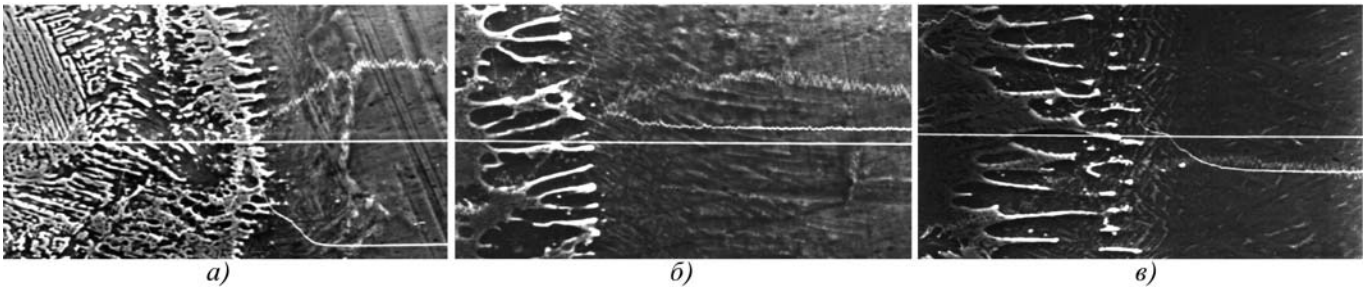


Рис. 11. Характерное распределение легирующих элементов по глубине титановой подложки в ЗТВ при лазерном легировании никелем с *P* = 220 Вт и скоростью:
а – 2,5 мм/с; *б* – 2,0 мм/с; *в* – 1,66 мм/с

структуры. Распределение легирующих элементов также свидетельствует о мелкодисперсности структуры в ванне расплава.

Как известно, распределение легирующих элементов в жидкой и твердой фазах во многом зависит от условий затвердевания (Цфан В. Зонная правка. М.: Мир, 1970). Самым важным условием является скорость затвердевания, т.е. скорость перемещения фронта кристаллизации. Почти столь же важное значение имеет степень перемешивания жидкости. Одним из таких предельных случаев является равновесное затвердевание, которое происходит только тогда, когда градиентами концентрации и температуры в системе можно пренебречь. Это предполагает настолько малую скорость затвердевания, что в процессе диффузии в твердых и жидких фазах все градиенты концентрации успевают выровняться.

С учетом быстрых скоростей охлаждения при лазерном легировании наблюдается повышение концентрации легирующего элемента (никеля) у основы ванны расплава. Поскольку растворимость титана в жидком никеле выше, чем в твердом, движение никеля при затвердевании будет направлено в сторону титановой матрицы, а фронт кристаллизации будет двигаться по направлению к поверхности образца. Скорость движения фронта кристаллизации значительно выше скорости движения никеля, что ведет к образованию пиков повышенной концентрации никеля в зоне термического влияния.

В зависимости от скорости лазерного легирования и соответственно скорости движения легирующего элемента в матрицу основного металла наблюдается смещение зоны повышенной концентрации никеля из ванны расплава. При максимальном скоростном режиме область расположена практически в зоне расплава (рис. 11, *а*), но по мере уменьшения скорости прохода лазерного луча наблюдается смещение зоны повышенной концентрации никеля в направлении ЗТВ (рис. 11, *б*, *в*).

Выводы

1. Выявлено, что в процессе ЛПЛ технически чистого титана никелем при различных скоростях ЛИ (1,66; 2,0 и 2,5 мм/с) образуются отличающиеся по структуре и физико-механическим свойствам зоны расплава. Формирование зоны легирования титана никелем при скорости лазерного источника свыше 2,5 мм/с не наблюдается.

2. При $v_л$ = 1,66 мм/с и *P* = 220 Вт наблюдается формирование на поверхности расплавленной прослойки, характеризующейся повышенной концентрацией титана, обедненным содержанием никеля, пониженным значением микротвердости и неоднородностью структуры. Увеличение скорости до 2,0 мм/с уменьшает эффект образования указанной прослойки, и при этом образуется грубозернистая структура с глубиной зоны оплавления до 170 мкм.

3. При скорости 2,5 мм/с и прочих равных условиях формируется мелкодисперсная структура квазиэвтектоида с улучшенными физико-механическими свойствами. Такая структура является результатом большой скорости охлаждения и определенного концентрационного состава по никелю расплавленной ванны. При указанной скорости перемещения лазерного луча для пары взаимодействующих материалов титановая матрица + никель создаются рациональные условия, при которых происходит образование оптимальной структуры с максимальным значением микротвердости.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Морозова Е.А., Муратов В.С.** Структура и свойства поверхности титана при лазерном легировании никелем: мат. науч. междунар. конф. "Производственные технологии" // Современные наукоемкие технологии. 2008. № 8. С. 67.

2. **Корнилов И.И.** Титан. Источники, составы, свойства, металлохимия и применение. М.: Наука, 1975. 308 с.

3. **Леонтьев П.А., Чеканова Н.Т., Хан М.Г.** Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. М.: Металлургия, 1986. 140 с.

Елена Александровна Морозова, канд. техн. наук;
Владимир Сергеевич Муратов, д-р техн. наук

УДК 621.762.862

В.А. Гулевский, Ю.А. Мухин, А.Н. Загребин, А.В. Пожарский
(Волгоградский государственный технический университет)

Влияние легирующих элементов на смачивание углеграфита медными сплавами

Рассмотрено влияние различных легирующих элементов на смачивание углеграфитовых материалов сплавами на основе меди. Представлены данные по влиянию цинка, олова, кремния, титана, марганца, кобальта, ниобия, никеля, хрома, свинца, фосфора на краевой угол смачивания и поверхностное натяжение меди на углеграфитовой подложке. Показана возможность создания композиционных материалов методом пропитки углеграфитовых каркасов металлами.

Influence of different alloy elements on wetting of carbon-graphite materials with copper-based alloys is considered. Data referring influence of zinc, tin, silicium, titanium, manganese, cobalt, niobium, nickel, chromium, lead, phosphorous on wetting angle and surface tension of copper on carbon-graphite substrate layer is presented. Feasibility of composites obtainment with metal impregnation of carbon-graphite skeletons is demonstrated.

Ключевые слова: композиционные материалы; пропитка; углеграфит; медные сплавы; легирование.

Key words: composite materials; impregnation; carbon-graphite; copper alloys; alloying.

Введение. Для изучения явления смачивания часто рассматривается система "металлический сплав – неметаллический каркас". Расплав меди имеет селективную химическую активность. С углеродом медь не реагирует даже при высоких температурах. Смачивание углеграфита жидкими металлами происходит только в тех случаях, когда металл достаточно интенсивно вступает в химическую реакцию с углеродом.

Непереходные металлы, в том числе и медь, химически инертные по отношению к углероду, образуют на поверхности углеграфита тупые краевые углы ($\theta > 90$ °С). По данным С.В. Белова, краевой угол жидкой меди на поверхности углеграфита при температуре 1100 °С равен 140°, поэтому медь не смачивает и не проникает в углеграфит. По этой причине пропитка медью и ее сплавами проводилась под большим избыточным давлением при высоких температурах (более 1200 °С).

В настоящей статье рассмотрено влияние различных легирующих элементов на смачивание углеграфитовых материалов сплавами на основе меди.

Обзор углеграфитовых материалов. Углеграфит представляет собой сложную многокомпонентную систему, основным элементом которой является углерод. Углеграфит получают при перемешивании с последующим спеканием графита, нефтяного и пекового кокса, нефтяного пека, сажи. В качестве связующих применяются искусственные смолы.

Углеграфит является более перспективным материалом для использования в качестве каркаса композиционного материала, чем природный или синтетический графит. Он обладает рядом преимуществ по сравнению с графитом в отношении механических и трибологических свойств. Углеграфит характеризуется высокой жаростойкостью (до 3700 °С при давлении до 20 ГПа), высокой прочностью при повышенных температурах, окислительной стойкостью на воздухе, в паровоздушной и агрессивных неокислительных средах; некоторые марки углеграфита имеют также высокий (до 800 ГПа) модуль упругости.

Преимущество этих материалов заключается в их способности работать без смазки в условиях высоких или низких температур (от –200 до +2000 °С), а также при очень высоких скоростях скольжения (до 100 м/с), в агрессивных средах и т.д. На износ углеграфитовых материалов влияет среда, в которой они работают.

Антифрикционные свойства углеграфита резко ухудшаются в вакууме и в среде осушенных газов (водорода, азота, углекислого газа, аргона). К такому же результату приводит конденсация паров жидкостей или масел, образующих тонкие пленки на соприкасающихся поверхностях. Улучшение антифрикционных свойств наблюдается при работе полностью погруженных в жидкость деталей. Кислород и хлор не ухудшают антифрикционных свойств (Костиков В.И., Варенков А.Н. Взаимодействие металлических расплавов с углеродными материалами. М.: Металлургия, 1981. 184 с.).

Свойства пропитанных углеграфитовых материалов зависят, главным образом, от свойств спеченного углеграфитового каркаса. Основными типами углеродных антифрикционных материалов являются обожженные (АО) и графитированные (АГ). Цифровое обозначение, например АГ-1500, соответствует

давлению прессования порошковых смесей. Обожженные материалы более хрупкие по сравнению с графитированными, при этом последние имеют более высокую износостойкость.

Например, по данным В.П. Соседова, в условиях трения по коррозионно-стойкой стали марки 12Х18Н10Т (скорость 0,24 м/с, нагрузка 0,5...1,5 МПа) износ за 100 ч материала АО-1500 составил 15... 80 мкм, в то время как износ материала АГ-1500 при тех же условиях испытаний – 10...40 мкм.

Области применения обожженных материалов сравнительно ограничены вследствие пониженной теплопроводности, более низких предельных значений температур при работе в окислительной среде и повышенной хрупкости в сравнении с графитированными материалами. Повышенная хрупкость затрудняет проведение механической обработки материалов этой группы.

Для повышения плотности, прочности, снижения проницаемости в газовых и жидких средах углеграфитовые материалы пропитывают металлами. В таблице приведены свойства некоторых марок углеграфитовых материалов.

Как видно из таблицы, наиболее технологичен для пропитки материал АГ-1500 благодаря оптимальному радиусу пор и прочностным характеристикам в сравнении с электродным графитом и углеграфитом завода "Электрокарбон".

Методика исследований и оборудование. Была проведена серия плавок на вакуумной литьевой машине "Indutherm VC-400". Особенностью данной литьевой машины является возможность ведения процессов плавки и заливки в среде инертного газа под избыточным давлением. Ликвация сплавов была сведена к минимуму.

Сплав заливался в графитовый стакан с толщиной стенки 4 мм. Внутренний диаметр стакана составлял 22 мм. В донной части графитового стакана были проделаны по два отверстия длиной 9 мм и диаметром 0,5 и 1 мм соответственно. Таким образом, были получены литые образцы с различным содержанием легирующих элементов в меди.

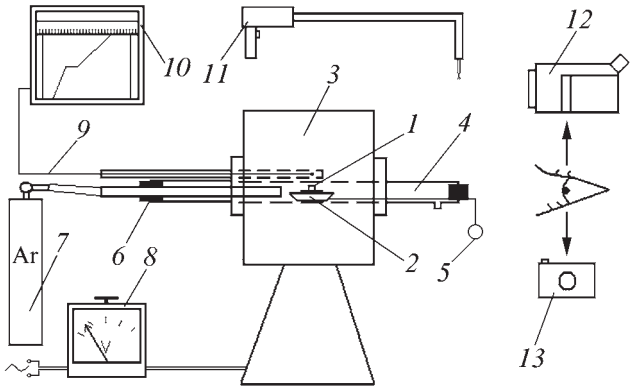


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:
1 – навеска сплава; *2* – лодочка; *3* – трубчатая электропечь; *4* – кварцевая трубка; *5* – оправка; *6* – пробка; *7* – источник аргона; *8* – автотрансформатор; *9* – термопара ПП-0555; *10* – потенциометр; *11* – термоизмеритель; *12* – видеокамера; *13* – цифровой фотоаппарат

В качестве исходных шихтовых материалов использовали материалы с высокой степенью чистоты: медь М00 (ГОСТ 859–2001); фосфористую лигатуру МФ9 (ГОСТ 4515–93); олово О1пч (ГОСТ 860–75); свинец С1С (ГОСТ 3778–98); титан ВТ1-00 (ГОСТ 19807–91), кобальт К0 (ГОСТ 123–2008); ниобий НбП-4 (ГОСТ 26252–84); никель Н-1 (ГОСТ 849–97); хром Х99 (ГОСТ 5905–2004) и др.

Применяли следующие марки углеграфитовых материалов: ГЭ (Новочеркасский электродный завод), АГ-1500 (Московский электродный завод), CG365 (Завод "Электрокарбон", Словакия).

Межфазное взаимодействие изучали в трубчатой электропечи сопротивления ТК 30/200 *3* (рис. 1) методом "лежачей капли". В печь помещали кварцевую трубку *4* диаметром 18 мм, концы трубки были закрыты пробками. С одной стороны трубки в пробку встроена кварцевая трубка диаметром 4 мм, в которую подавался аргон со скоростью 3... 5 л/мин. В другом конце трубки предусмотрено выходное отверстие диаметром 1 мм для протока инертного газа. В кварцевую трубку диаметром 18 мм помещали алундовую лодочку *2*, на которой размещалась углеграфитовая подложка. Лодочку вставляли в оправку *5*, чтобы поместить ее в изотермическую зону печи. Сверху поверхность подложки шлифовали.

Сравнение различных марок углеграфитовых материалов

Параметр	ГЭ (Новочеркасский электродный завод)	АГ-1500 (Московский электродный завод)	CG365 (Завод "Электрокарбон", Словакия)
Плотность, кг/м^3	1600 (1520*)	1780 (1700...1800)	1630 (1600...1650)
Прочность, МПа:			
на сжатие	24...26	80...85 (80...100)	50...55 (60)
на изгиб	6...8	35...37 (40...50)	18...20 (30)
Пористость, %	30 (24)	22 (14)	18 (15)
Пористость открытая, %	24 (18)	18 (10)	14 (12)
Радиус пор, мкм	4,33	0,84	0,91 (0,8...1,1)

*В скобках приведены литературные данные.

На углеграфитовые подложки поочередно помещали навески *1* исследуемых образцов сплавов.

Температура фиксировалась на потенциометре КСП4 (термопара ПП-0555) *10* и параллельно термоизмерителем ТЦП-1800В *11* (термопара ВР5/ВР20). Печь была подключена к сети через автотрансформатор *8*, позволяющий изменять скорость нагрева печи. Процесс фиксировался на цифровой фотоаппарат Samsung S-860 *13* и видеокамеру Samsung VP-HMX20C *12*. С момента расплавления каплю выдерживали в течение 10...15 мин. Полученные фотографии и видеозаписи обрабатывались на компьютере с помощью программ Adobe Photoshop, Mr. Captor, WinDig и MatLab.

Расчет краевого угла смачивания проводился автоматически с помощью специально разработанной компьютерной программы, алгоритм которой базировался на методе Дарси, которая позволяла по контуру капли определить краевой угол смачивания, поверхностное натяжение и работу адгезии.

Результаты исследований и их обсуждение. В качестве легирующих элементов в расплав меди вводились цинк, олово, кремний, титан, марганец, кобальт, ниобий, никель, хром, свинец, фосфор.

Применение различных легирующих элементов по-разному влияет на способность меди смачивать углеграфит. Сплавы в сравнении с чистыми металлами обладают новыми, ценными в практическом отношении свойствами, особенно такими, как механическая прочность, коррозионная стойкость, жаростойкость, дугостойкость и т.п. Поэтому целесообразно использовать такие сплавы, которые бы смачивали и пропитывали углеграфит, создавая устойчивую композицию, без нанесения барьерных покрытий между матричным сплавом и углеграфитом. В результате композиты приобретают новые технологические и эксплуатационные свойства (Тучинский Л.И. Композиционные материалы, получаемые методом пропитки. М.: Металлургия, 1986. 208 с.).

Было проанализировано поведение титана на межфазной границе с углеграфитом в сплавах на основе меди. Титан хорошо растворим в этих металлах. Он ведет себя в сплавах с исследуемыми металлами как сильный поверхностно-активный на межфазных границах элемент. Содержание его в расплаве от 0,1 до 1 % ат. приводит к улучшению смачивания углеграфита и уменьшению краевого угла смачивания до 50...10° по сравнению с чистыми металлами-разбавителями (130...140°). Например, при увеличении содержания титана в расплаве поверхностное натяжение медно-титанового расплава возрастает [1]. Полученные результаты во многом сходятся с данными Ю.А. Медведевой.

Поведение хрома на границе с углеграфитом было рассмотрено на сплавах Cu–Cr, Cu–Ni–Cr. По данным А. Адамсона, хром растворяется в жидкой меди от 1 до 10 % в зависимости от температуры. В исследованных системах обнаружено активное межфазовое действие хрома. Содержание хрома, так же как и титана, в расплаве меди в количестве около 1 % позволяет снизить краевой угол смачивания от 140 до 40°.

Сравнение действия хрома и титана показало, что титан более эффективен, чем хром. При 1150 °С и содержании хрома 12 % ат. в меди краевой угол смачивания уменьшился до 23°, в то время как примерно такое же количество титана (10,2 % ат.) привело к полному растеканию медно-титанового сплава. Влияние хрома несколько усиливается в медно-хромовых сплавах при добавке никеля. Поэтому медно-хромовые сплавы более технологичны по сравнению с медно-титановыми.

Анализ адгезионной активности ванадия показал, что она несколько ниже адгезионной активности хрома. Учитывая, что это может быть связано с недостаточным растворением ванадия в меди, в расплав вводят до 10 % мас. Ni. Адгезионная активность сплава меди к углеграфиту повышается, но одновременно возрастает и температура плавления сплава.

Добавка в медь марганца эффективно влияет на смачивание поверхности углеграфита лишь при большой доли содержания марганца (порядка десятков % ат.), при значительной сложности изготовления сплава.

Кобальт и никель в сплаве с медью не являются адгезионными добавками, хотя в чистом виде они достаточно интенсивно смачивают графит. В своих работах Ю.В. Найдич отмечает, что кобальт и никель вызывают рекристаллизацию углеграфита, снижая прочность каркаса.

Ниобий трудно растворим в жидкой меди. Этим, по-видимому, можно объяснить слабую адгезию его сплавов к углеграфиту. Для увеличения растворимости ниобия в меди необходимо добавлять до 10 % мас. Ni. В присутствии никеля влияние ниобия становится значительным, при этом изменяется краевой угол смачивания от 150° при 0,68 % ат. Nb до 5° при 2,07 % ат. Nb.

Молибден и вольфрам не растворимы в меди. Для получения растворов, содержащих вольфрам и молибден, в качестве растворителя необходимо применять сплавы Cu–Ni, Cu–Co и Cu–Ni–Sn. Исследования показали низкое смачивание этими системами углеграфита. При этом отмечается значительное повышение температур плавления (до 1174...1289 °С).

Легирование меди фосфором позволило снизить температуру пропитки до 800 °С. При содержании 8,4 % мас. Р в меди температура плавления может быть снижена вплоть до 714 °С [2, 3]. Уменьшение краевого угла смачивания и поверхностного натяжения наиболее эффективно при 6,5...7 % мас. Р (рис. 2), более высокое содержание фосфора значительно снижает электропроводность композиционных материалов.

В сравнении с медью применение медно-фосфористого сплава позволило не только значительно снизить температуру плавления сплава, но и уменьшить

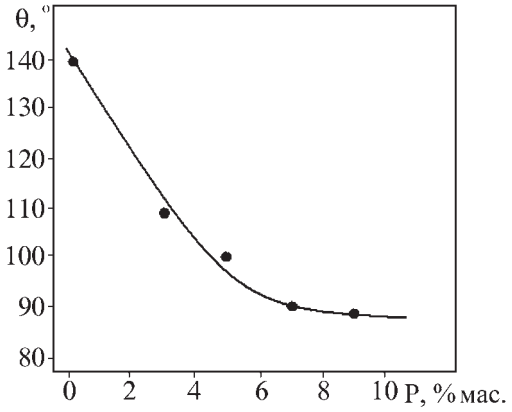


Рис. 2. Влияние содержания фосфора на краевой угол смачивания меди

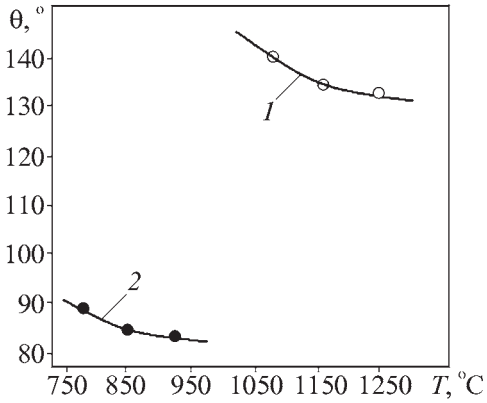


Рис. 3. Влияние температуры нагрева на краевой угол смачивания на углеграфитовой подложке:
1 – медь; 2 – медно-фосфористый сплав с 9 % мас. P

краевой угол смачивания до 84° при температуре 870 °С (рис. 3).

Выявлено, что наиболее технологичными для пропитки расплавами на основе меди являются углеграфиты марок АГ-1500 и CG365. Использование данных материалов позволяет получать максимальную степень инфильтрации металлических расплавов и работу адгезии сплавов к углеграфиту.

Практическая значимость результатов. Углеграфитовые материалы, пропитанные медными сплавами, имеют повышенные в 1,4–1,5 раза прочностные свойства в сравнении с материалом основы (углеграфит марок АГ-1500, CG365). Коррозионная стойкость и жаростойкость значительно не изменились.

Полученные композиционные материалы можно применять в качестве токосъемников, вставок пантографов, электротехнических щеток, вкладышей радиальных и упорных подшипников, направляющих втулок, пластин, поршневых колец, поршневых и радиальных уплотнений в различных машинах, приборах и механизмах.

Выводы

1. Наибольший эффект смачивания дает добавка в медный расплав титана, менее эффективен – одновременный ввод хрома и никеля, либо никеля и ниобия, а также фосфора.

2. Для снижения температуры пропитки наиболее эффективна добавка в медный расплав фосфора, олова, цинка и марганца.

3. Оптимальными материалами для пропитки расплавами на основе меди являются углеграфиты марок АГ-1500 и CG365.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Красовский В.П.** Поверхностное натяжение и плотность медь-титановых расплавов // Расплавы. 2003. № 4. С. 18–23.

2. **Диаграммы** состояния двойных металлических систем: справочник: в 3-х т. Т. 2 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М.: Машиностроение, 1997. 1024 с.

3. **Заявка ФРГ № 2411584, МКИ B22F3/26.** Пропитка углеграфита медью.

Виктор Александрович Гулевский, канд. техн. наук;
Юрий Александрович Мухин, инженер;
Анатолий Николаевич Загребин, инженер;
Аркадий Владимирович Пожарский, канд. техн. наук

Читайте в следующем номере:

- **Воронин Ю.Ф.** Анализ процессов снижения брака отливок
- **Левшин Г.Е., Павлюк К.И.** К определению термофизических характеристик материала разовой формы
- **Феклистов С.И., Потапов Н.Н., Новиков В.А.** Имитация ремонтной аргонодуговой сварки элементов из алюминиевых сплавов

УДК 621.7.044.004

С.Б. Марьин, А.М. Шпилёв, А.А. Бурков, С.А. Хохлов*, К.В. Волков*, Б.Н. Марьин
(*Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет,*
** ОАО "Амурметалл", г. Комсомольск-на-Амуре*)

Технология обработки заготовок кратковременными импульсами электрического тока

Приведена технология воздействия импульсов электрического тока на заготовку, которая обеспечивает высокую технологичность процесса и производство высококачественных деталей. Экспериментальные исследования проведены в диапазоне времени от 2,0 до 0,02 с.

The technology of exerting influence pulses of current on billet which provides production of high quality details and high manufacturability process is resulted. Experimental research are realized in the time range from 2,0 up to 0,02 s.

Ключевые слова: кратковременный импульс; электрический ток; заготовка; повышение конструкционной прочности, выносливости, износостойкости инструмента.

Key words: narrow pulse; current; billet; structural strength, staying power, tool wear resistance increase.

Известно множество способов электротермического воздействия на заготовку, например электроконтактный нагрев заготовки и др. Однако многие из них не обеспечивают необходимые режимы подачи тока на заготовку.

Для реализации технологического процесса обработки заготовок кратковременными импульсами электрического тока разработана и изготовлена специальная установка, целью создания которой является оптимизация режимов энергетического воздействия на заготовку.

Указанная цель достигается благодаря тому, что в установке для передачи импульсов электрического тока на заготовку, содержащей подключенный к источнику тока контактор, трансформатор и зажимной механизм, применен тиристорный контактор, а витки обмотки трансформатора выполнены в виде шинопроводов, незамкнутых колец на каждом стержне трансформатора, соединяющихся с возможностью переключения тока посредством перемычек, с площадями поперечных сечений, достаточными для вторичного контура трансформатора и обеспечивающими малое активное электрическое сопротивление.

На рис. 1 приведена схема установки, состоящей из пресса *1*, нижняя плита *2* которого соединена с силовым гидроцилиндром *3*. На плите *2* установлена емкость *4* с охлаждающей средой и прозрачными стенками. Верхняя плита *5* пресса перемещается с помощью винтовой пары *6*. На столе пресса установлен динамометр *7*. Обрабатываемая заготовка *8* зажимается между

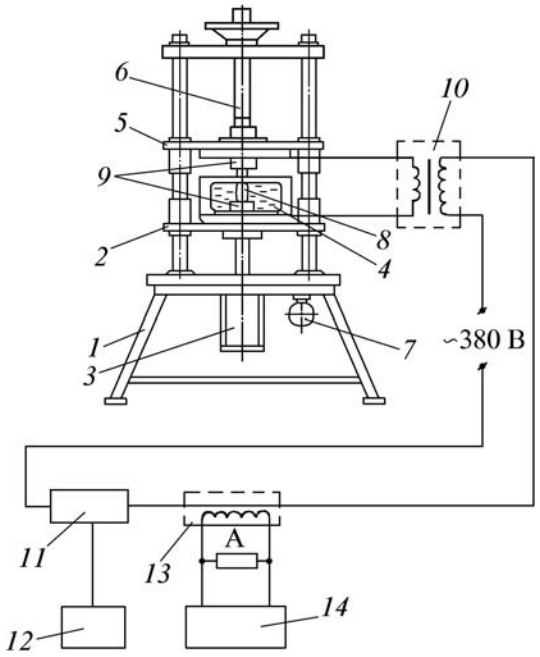


Рис. 1. Схема установки для обработки заготовок электроимпульсным воздействием

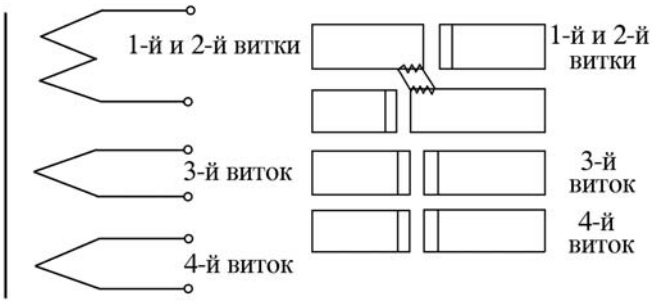


Рис. 2. Расположение витков для трансформатора типа ТОЭСЗ 250/40 после его доработки

верхней *5* и нижней *2* плитами специальными устройствами *9*. К нижней части *2* подведены клеммы от силового трансформатора *10*, например ТО-ЭС-250/40, который соединен с электрической сетью через тиристорный контактор *11* типа КТ12 УХЛ4, управляемый регулятором контактной сварки *12* типа РКС-601. Цепь первичной обмотки силового трансформатора тока *13* является датчиком осциллографа *14* марки С8-17.

Технологический процесс заключается в следующем. Заготовка *8* зажимается в специальных устройствах *9* между нижней плитой *2* и верхней плитой *5* пресса *1* с помощью силового гидроцилиндра *3*. Винтовая пара *6* служит для установки заготовок различной длины. Сила зажатия заготовки контролируется динамометром *7*, установленным на нижней плите *2* пресса. Обрабатываемая заготовка *8* находится в емкости *4* с проточной охлаждающей жидкостью, например, водой, и прозрачными стенками для наблюдения за деталью во время установки и обработки. На заготовку *8* подается необходимое количество электроэнергии импульсами через трансформатор *10*, через тиристорный контактор *11*, управляемый регулятором контактной сварки *12*. Электроэнергия импульса контролируется трансформатором тока *13* и осциллографом *14*.

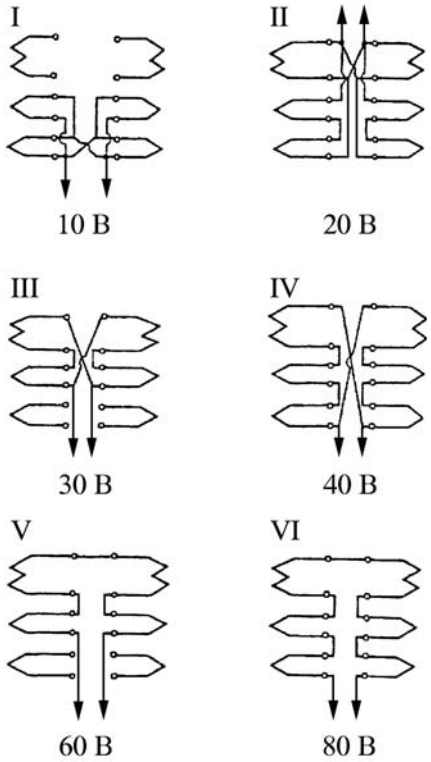


Рис. 3. Варианты сборки витков вторичной обмотки со ступенями переключения от 10 до 80 В

Основные технические характеристики работы установки

Вариант	Напряжение, В	Номинальный ток, А	Максимальный ток при перегрузке 60 %, А	Сечение обмотки, мм^2
I	10	25000	40000	12000
II	20	12500	20000	12000
III	30	8330	13330	6000
IV	40	6250	10000	6000
V	60	4166	6660	3000
VI	80	3125	5000	3000

На рис. 2 показано расположение витков для трансформатора типа ТО-ЭСЗ 250/40 после его доработки. На каждом стержне трансформатора расположены по четыре витка из медной пластины с площадью поперечного сечения 3000 мм^2. Два верхних витка соединены сваркой.

На рис. 3 приведены варианты сборки винтов вторичной обмотки со ступенями переключения от 10 до 80 В. В таблице указаны основные технические характеристики работы установки.

Данное выполнение устройства позволяет создать жесткий вторичный контур, что в свою очередь обеспечивает необходимые режимы тока на заготовки с широким диапазоном габаритных размеров.

Положительными эффектами являются ликвидация дефектов структуры материала, повышение термодинамической стабильности металлов, уменьшение анизотропии металлов и уровня остаточных напряжений, повышение конструкционной прочности, выносливости, а также износостойкости инструмента. Происходит поверхностное упрочнение обрабатываемой детали, т.е. в процессе обработки восстанав-

ливается ресурс детали и происходит ликвидация усталостных трещин.

Экспериментальные исследования на рассмотренной установке проведены в диапазоне времени от 2,0 до 0,02 с. В настоящее время ведется обсуждение и подготовка исследований по проведению воздействия импульсов электрического тока на заготовку в диапазоне наносекундного времени.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Пат. 2118581 РФ.** Устройство для электротермического воздействия на заготовку / П.В. Фролов, В.И. Шпорт, Б.Н. Марьин и др. Опубл. 10.09.98. Бюл. № 25.

2. **Пат. 2105627 РФ.** Устройство для обработки заготовок электроимпульсным воздействием / П.В. Фролов, Б.Н. Марьин, И.П. Абрамов и др. Опубл. 27.02.98. Бюл. № 6.

Сергей Борисович Марьин, канд. техн. наук;
Анатолий Михайлович Шпилёв, д-р техн. наук;
Александр Алексеевич Бурков, д-р техн. наук;
Сергей Алексеевич Хохлов, генеральный директор;
Константин Владимирович Волков, директор по производству;
Борис Николаевич Марьин, д-р техн. наук

Е.А. Чернышов, А.И. Евстигнеев, А.А. Евлампиев
(Нижегородский государственный технический университет)

Заварка дефектов отливок из стали, чугуна и цветных сплавов

Обобщены способы заварки дефектов отливок из стали, чугуна и цветных сплавов.

Ways of defects welding-up of steel, cast iron and non-ferrous alloys casting are generalized.

Ключевые слова: дефект; заварка; отливка; сталь; чугун; цветные сплавы; сварка; наплавка; электрод; флюс.

Key words: defect; welding-up; casting; steel; cast iron; non-ferrous alloys; welding; surfacing; electrode; welding flux.

Количество и размеры допускаемых в отливках дефектов определяются техническими условиями на данный вид отливок. Для уменьшения потерь от брака технологический процесс изготовления отливок предусматривает исправление дефектов с последующим повторным контролем участков отливки, на которых они были обнаружены.

Заварка дефектов отливок из стали, чугуна и цветных сплавов является наиболее надежным и поэтому широко применяемым способом исправления дефектов [1–3]. Заваркой устраняют большинство дефектов в отливках: усадочные раковины и рыхлоты, незаливы, трещины, неплоскостность и др.

Перед заваркой отливки очищают от загрязнений, дефектные участки разделывают до здорового металла; рыхлоты, включения оксидов шлака и формовочной смеси и трещины вырубают пневматическим зубилом, удаляют слесарным инструментом (шарошкой, напильником и т.д.) или обработкой резанием (фрезерованием, токарной обработкой и т.д.).

Крупные раковины вырубают до исчезновения черновин. При скоплении раковин или засора на небольшой площади удаляют сразу всю группу дефектов на глубину их залегания. При недоливах место наплавки зачищают снятием тонкого слоя металла с поверхности отливки. Трещины вырубают на всю длину и глубину. Чтобы трещина в процессе заварки не распространялась дальше, необходимо на расстоянии 5...10 мм от ее концов просверлить отверстия диаметром 6...8 мм – сквозные при сквозных трещинах, и на глубину, превышающую глубину трещины на 2...3 мм, при несквозных.

Стенки отливки в местах разделки дефекта должны быть наклонены к вертикали на угол 45...60° для обеспечения свободного доступа наконечника сварочной горелки или электрода по всей поверхности разделанного под заварку дефекта.

Отливки, подлежащие заварке, как правило, подвергают местному или общему нагреву газовыми горелками, в термических или специальных электрических печах. Заварку дефектного места начинают с оплавления его поверхности сварочной горелкой без применения присадочного материала. Если на всей оплавленной поверхности образуется чистая и гладкая ванна расплавленного металла, можно продолжать заварку дефекта с применением присадочного материала. В случае обнаружения на оплавленной поверхности рыхлот и засоров необходимо провести повторную, более глубокую разделку дефектного места обработкой резанием.

Заварка дефектов отливок из стали. Для заварки дефектов мелких отливок из стали в точном машиностроении наибольшее применение получила аргонодуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом при прямой полярности тока. Аргонодуговой сваркой исправляют большинство дефектов стальных отливок, изготовляемых по выплавляемым моделям.

Дефекты более крупных стальных отливок, изготовляемых в песчаных формах, исправляют ручной электродуговой или полуавтоматической сваркой в среде защитного газа.

Заварку дефектов отливок из углеродистых сталей проводят с подогревом до 150...200 °С, а из большинства легированных – с подогревом до 300...400 °С. При небольших объемах заварки применяют местный подогрев в зонах выборок, подлежащих исправлению. Отливки из стали 12Х18Н9ТЛ заваривают без подогрева. Тип и марку сварочных электродов или проволоки для полуавтоматической заварки выбирают в зависимости от марки стали завариваемой отливки.

Хорошее качество заварки мелких дефектов отливок из легированных сталей, получаемых литьем по выплавляемым моделям, обеспечивает микроплазменная сварка на установках

типа МПУ-М. Этим способом заваривают рыхлоты, микротрещины, расслоения и другие дефекты, расположенные на открытых поверхностях (не в углах) окончательно обработанных отливок, когда применять другие способы сварки нельзя из-за опасности деформации детали.

Наибольшие затруднения вызывает заварка дефектов, расположенных в угловых сопряжениях. Применять микроплазменную сварку в этом случае не всегда удается из-за плохого доступа к дефекту острия дуги; игольчатая микроплазменная дуга перебрасывается с одной поверхности на другую, не попадая в зону дефекта. Поэтому для заварки таких дефектов применяют специальные малогабаритные горелки. Заварку проводят аргонодуговой сваркой.

На участках заварки дефектов в отливках из *кремнистой стали* (вследствие ее пониженной теплопроводности) рекомендуют применять теплоотводные прокладки, равномерно подогревать отливки до 300...350 °С. При заварке используют электроды специальной марки Э70 с покрытием К-7, с последующим отпуском для снятия сварочных напряжений.

Заварку дефектов в отливках из *марганцевой стали* осуществляют с обязательным местным подогревом до 200...210 °С электродами Э50А с покрытием УОНИИ-13/65, а также электродами марки Э70 с покрытием К-7. После заварки отливки подвергают отпуску при 600...620 °С.

Заварку дефектов в отливках из *хромистой стали* проводят при обязательном местном подогреве до 250...300 °С электродами К70 с покрытием К-7 или Э60 с покрытием УОНИИ-13/65, с последующим отпуском при температуре 600...650 °С.

Заварку дефектов в отливках из *никелевой стали* проводят при обязательном местном подогреве до 300...350 °С электродами Э60 с покрытием УОНИИ-13/65 или проволокой с содержанием до 3 % Ni с покрытием УОНИИ-13/65. Для снятия напряжений заваренные отливки подвергают отжигу при температуре 700 °С.

Заварку дефектов в отливках из *молибденовой стали* осуществляют как с местным подогревом до 150...200 °С электродами марки Э70 с покрытием ОММ-5 с молибденом, так и без подогрева.

Заварку дефектов в отливках из *хромоникелевой стали* проводят с предварительным местным подогревом до 250...300 °С электродами Э60 с покрытием УОНИИ-13/65 и Э70 с покрытием К-7 с последующим отпуском.

Заварка дефектов в отливках из *хромомолибденовой стали* требует местного подогрева до 200...300 °С и применения электродов марки Э70 с покрытием ОММ-5, а также последующей термообработки – полного отжига при температуре 950 °С с охлаждением в печи или нормализации при 900...930 °С с отпуском при 650...680 °С.

Заварку дефектов в отливках из *высокохромистых и хромоникелевых сталей* проводят при тщательном соблюдении технологического режима: отливки перед заваркой нагревают до 300...350 °С с применением электродов марки ЭА2 с покрытием или электродов марки Н3Л; для снятия напряжений отливки подвергают отпуску при 700 °С, а иногда и отжигу при температуре 870...880 °С.

Заварку дефектов в отливках из *высокомарганцевых сталей* типа 100Г13Л осуществляют при тщательном соблюдении технологического режима, а подготовку дефектных мест к заварке – зачисткой абразивными кругами или выплавкой металла ацетилено-кислородным пламенем с последующей очисткой зубилом. Во втором случае отливку рекомендуют охлаждать путем накладки водоохлаждаемых плиток или охлаждения в воде.

Заварку проводят обязательно после закалки, так как закалка повышает пластические свойства данной стали. Предварительный подогрев не рекомендуют. В качестве электродов применяют электродную малоуглеродистую проволоку из никелемарганцевой стали (0,6...1,0 % С; 4,1...4,5 % Ni; 11,0...13,0 % Mn) или проволоки из аустенитовой хромоникелевой стали (0,07 % С; 18,0 % Cr; 8,0 % Ni; 0,4 % Ti) со специальной обмазкой в строгом соответствии с инструкцией.

Заварка дефектов отливок из чугуна. Заварка дефектов отливок из чугуна из-за его плохой свариваемости является наиболее трудной в технологическом отношении по сравнению с заваркой дефектов отливок из стали и алюминиевых сплавов. Плохая свариваемость чугуна вызвана образованием в шве и околошовной зоне крупных и труднообрабатываемых структур отбела и закалки, повышенной склонностью к образованию трещин и склонностью к порообразованию. Затруднения резко возрастают при так называемых холодных способах сварки. При горячей сварке (предварительный подогрев отливок), а также при низкотемпературных процессах (пайка, пайка-сварка) образование указанных дефектов менее вероятно и обычно полностью исключается. Мероприятия для борьбы с дефектами при сварке необходимы в тем большей степени, чем ниже прочность и пластичность чугуна, в частности, при заварке белого чугуна, а следовательно, и ковкого чугуна до отжига. Наиболее благоприятными являются чугуны с мелкозернистым перлитом и мелким графитом и, в частности, чугуны, легированные Ni, Ti, и Mn.

В связи с этим при заварке дефектов чугуна в большей мере, чем при заварке дефектов отливок из других литейных сплавов, необходимо учитывать марку чугуна, конструктивные особенности отливки, эксплуатационное назначение поверхностей и отдельных частей отливок. Кроме того, необходимо учитывать стадию механической обработки, на которой выявлен дефект, его размеры и расположение на литой детали.

Стремление более детально учесть названные и другие факторы, определяющие конечное качество чугунной отливки, привело к развитию большого числа различных по своим технологическим возможностям способов сварки чугуна и их разновидностей, которые постоянно совершенствуются.

Характеристики дефектов, наплавленного металла и соединения при различных способах сварки отливок из чугуна приведены в табл. 1. Как видно, по свойствам наплавленного металла все способы сварки чугуна подразделяют на две основные группы: предназначенные для получения наплавленного чугуна с заданными свойствами (группа 1) и для получения наплавленного металла за исключением чугуна (группы 2 и 3). В последнем случае к наплавленному металлу могут предъявляться требования обрабатываемости резанием (сплавы с высоким содержанием никеля, меди, высоколегированная сталь и др.).

В специальных случаях применяют контактно-порошковую и электрошлаковую наплавку, наплавку ленточным электродом, пайку цинковым сплавом при 350 °С, пайку с химическим меднением при 200 °С.

Наибольшее применение для исправления дефектов чугунных отливок нашла горячая заварка однородным металлом с общим подогревом отливок до 600...650 °С.

Однако более 20 % дефектов вскрывается при механической обработке, когда подогрев отливки затруднен или невозможен. В этом случае дефекты заваривают преимущественно пайкой-сваркой чугуном и нежелезными сплавами, газопорошковой наплавкой и холодной дуговой сваркой специальными электродами.

Для электродуговой ручной сварки без подогрева широкое применение нашли электроды на основе никеля, меди с легирующими добавками, придающими наплавленному металлу специальные свойства; используются также электроды с высоким содержанием железа, никелевые электроды, медно-стальные ОЗЧ-2, медно-никелевые МНЧ-2, железоникелевые ЦЧ-3А, ОЗЖН-1 и др.

Из медно-никелевых наилучшие результаты показывают электроды МНЧ-2 со специальным покрытием. Наплавленный металл представляет собой плотный вязкий медно-никелевый сплав, легко поддающийся обработке резанием, и лишь в зоне плавления, где происходит смешение с основным металлом, получается железноникелевый сплав, содержащий углерод, отличающийся повышенной твердостью.

1. Характеристики дефектов, наплавленного металла и соединения при различных способах сварки отливок из чугуна

Способ сварки	Характеристики	
	дефекта	наплавленного металла и соединения
1. Наплавленный металл – чугун с заданными свойствами		
Газовая сварка		
Горячая с чугунной присадкой	Небольшие и средние дефекты на обрабатываемых, обработанных и ответственных необрабатываемых поверхностях различного эксплуатационного назначения	Хорошая обрабатываемость и плотность, близкое совпадение с основным металлом по микроструктуре, твердости, прочностным показателям и оттенку цвета
Низкотемпературная пайка-сварка с чугунным присадочным прутком	Несквозные небольшие дефекты на обработанных рабочих поверхностях	То же
Дуговая сварка ванным способом		
Ручная, чугунными электродами. Полуавтоматическая порошковой проволокой	Крупные и очень крупные дефекты на обрабатываемых, обработанных и ответственных необрабатываемых поверхностях	Хорошая обрабатываемость и плотность, близкое совпадение с основным металлом по микроструктуре, твердости, прочностным показателям и оттенку цвета
Полуавтоматическая порошковой проволокой с присадкой керамического стержня	Небольшие и средние дефекты на обрабатываемых поверхностях, не подвергающихся поверхностной закалке	То же
2. Наплавленный металл (не чугун), обрабатываемый резанием		
Холодная дуговая сварка наплавкой валиками		
Ручная, электродами:		
на медно-никелевой основе	Несквозные небольшие и средние дефекты на обрабатываемых и обработанных поверхностях. В отдельных случаях сквозные дефекты небольшой протяженности	Хорошая обрабатываемость, плотность и прочность
на железоникелевой основе	Небольшие и средние дефекты на различных поверхностях отливок	Хорошая обрабатываемость, плотность и прочность, совпадение с основным металлом по цвету
на основе низкоуглеродистой стали со специальным покрытием на медно-стальной основе	Несквозные небольшие дефекты на обработанных поверхностях. Сквозные дефекты на необрабатываемых поверхностях отливок	Совпадение с основным металлом по твердости и цвету. Высокая прочность и плотность, обрабатываемость затруднена, отличие от основного металла по цвету
Полуавтоматическая тонкими проволоками:		
на основе Ni	Переходные слои при многослойном заплавлении дефектов на обрабатываемых поверхностях. Различные дефекты на тонких стенках деталей	Минимальное проплавление основного металла, хорошая обрабатываемость
на основе Cu	Несплошность металла по жеребейкам, спаям, отверстиям. Переходные слои при многослойной наплавке, сквозные дефекты на тонких стенках деталей	Хорошая плотность и прочность, минимальное проплавление основного металла
Газовая низкотемпературная (без расплавления основного металла) пайка-сварка		
Медно-сплавными присадочными материалами типа латуни методом пайки-сварки	Несквозные небольшие дефекты на обработанных поверхностях	Хорошая плотность, стабильная твердость 170...190 HB
Самофлюсующимися порошковыми сплавами методом газопорошковой наплавки	Несквозные небольшие и средние дефекты, выявленные на финишных операциях механической обработки отливок. Выборки, вмятины, негерметичность деталей	Хорошая обрабатываемость, плотность и прочность, совпадение с основным металлом по твердости, износостойкости, цвету
Металлизация		
Сплавами на основе Mo, Zn и других металлов	Сыпевидная пористость на рабочих поверхностях, уплотнение мест, создающих течь	Высокая плотность, износостойкость
3. Наплавленный металл (не чугун), не обрабатываемый резанием		
Сварка		
Ручная, стальными электродами или полуавтоматическая, порошкообразной проволокой или проволокой сплошного сечения	Несквозные дефекты на необрабатываемых поверхностях отливок	Высокая твердость, недостаточная плотность и прочность

Для полуавтоматической заварки чугунных отливок открытой дугой применяют порошковую проволоку (ПП-2, ПП-3М и др.), представляющую собой гибкий электрод диаметром 3,2 мм со стальной оболочкой, в которую запрессована порошкообразная шихта. Эта проволока специальным механизмом подается с заданной скоростью по гибким шлангам к держателю, которым манипулирует сварщик.

Газовая сварка с чугунной присадкой допускает нагрев отливки до 350...550 °С, т.е. более низкий, чем при дуговых процессах. Иногда достаточно местного нагрева пламенем горелки. В зависимости от применяемого горючего газа и способа нагрева используют различные типы горелок.

Качество сварного соединения (структура и твердость наплавки, отсутствие газовых пор и др.) в решающей степени зависит от присадочных прутков. Хорошие результаты сварки обеспечивают прутки, получаемые из легированного чугуна следующего состава, % мас.: 3,3...3,5 С; 3,4...3,7 Si; 0,5...0,7 Mn; 0,1...0,2 Ni; 0,1...0,2 Ti; 0,3...0,35 Sn; не более 0,15 P; 0,04 S; 0,1 Cr.

При заварке дефектов отливок из модифицированного чугуна применяют жидкий флюс на основе буры, борной кислоты и глицерина. Равномерный и прочный слой жидкого шлака способствует удалению неметаллических включений, изолируя ванну от газов пламени. С помощью жидкого флюса качественно исправляют дефекты и получают плотную наплавку даже в тех случаях, когда по обычной технологии сварки трудно избежать раковин в наплавленном металле.

Сварку-пайку латунными припоями ведут при предварительном подогреве зоны дефекта до 650...750 °С. В качестве присадочного материала применяют сплав белого цвета "ломна" (48...50 % Cu; 0,9...1,0 % Sn; 9,5...10,5 % Mn; 3,5...4,5 % Ni; 0,2...0,6 % Al, остальное – Zn) с температурой плавления 850 °С и твердостью наплавленного материала 180...200 НВ.

Необходимым условием получения качественной наплавки является применение специальных флюсов типа ФПСН-1. Этот флюс содержит 25 % углекислого лития, 25 % кальцинированной соды, 50 % борной кислоты и предназначен для латуней с низким содержанием алюминия (< 0,25 %). Для латуней, содержащих 0,25...1,0 % Al, в состав флюса вводят до 10 % солевой лигатуры.

Для исправления мелких дефектов, вскрываемых на финишных операциях, когда припуск на окончательную обработку составляет доли миллиметра, применяют газовую наплавку никелевыми сплавами НПЧ. В этом случае самофлюсующийся порошок наносят на поверхность дефекта пламенем специальной ацетиленовой горелки при незначительном тепловложении в основной металл без его расплавления и остаточных деформаций изделия.

Наплавленный порошок из частиц размером 40...100 мкм представляет собой сплав, содержащий более 90 % Ni и некоторое количество меди для снижения температуры плавления и повышения пластичности сплава. Цвет сварного соединения близок к цвету основного металла.

Заварка дефектов отливок из цветных сплавов. Заварку дефектов отливок из *алюминиевых и магниевых сплавов* выполняют главным образом аргонодуговой сваркой (мелкие и средние отливки) и газовой ацетилено-кислородной сваркой (крупные отливки). Дефектные участки большого объема (более 5 см^2) заваривают с перерывами в 2–3 приема для остывания предыдущего слоя наплавленного металла до температуры 40...50 °С. При многослойной наплавке каждый предыдущий слой должен быть зачищен металлической щеткой.

Для исключения образования трещин и коробления из-за термических напряжений, возникающих при заварке, отливки перед заваркой подвергают местному или общему подогреву до 300...350 °С. Местный подогрев проводят, как правило, ацетилено-кислородным пламенем, общий – в камерных электропечах с перепадом температур не более ±10 °С.

Заварку ведут теми же сплавами, из которых изготовлены отливки, с помощью неплавящегося вольфрамового электрода диаметром 2...6 мм при расходе аргона 5...12 л/мин. Сила тока составляет обычно 25...40 А на 1 мм диаметра электрода.

При заварке в нижнем положении горелку располагают под углом 45...55° с наклоном в сторону, противоположную наплавлению сварки. Присадочный материал попадает в зону сварки непрерывно под углом 10...20° к завариваемой поверхности отливки, чтобы уменьшить возмущение газовой струи. Конкретные технологические режимы и число слоев заварки зависят от размеров дефекта, диаметров применяемых электродов и присадочного прутка и выбираются в каждом конкретном случае.

Коробление алюминиевых и магниевых отливок, вызванное остаточными напряжениями, возникающими после литья, термической обработки или заварки, исправляют рихтовкой (правкой) отливок в специальных приспособлениях вручную или под прессом. Однако рихтовка сложных тонкостенных отливок с большой протяженной поверхностью (в особенности из сплавов с низкой пластичностью) может привести к образованию трещин и поломке. Кроме того, рихтовка не снимает внутренние напряжения в отливке, а лишь перераспределяет их по ее сечению. Поэтому во всех случаях следует избегать этой операции, обеспечивая достаточную жесткость конструкции отливки установкой технологических ребер, стяжек и др.

Заварка дефектов отливок из *медных сплавов* затруднена из-за их высокой теплопроводности и большой жидкотекучести, а также способности сильно окисляться в нагретом и особенно в расплавленном состоянии. Дефекты отливок из медных сплавов можно заваривать ручной и автоматической дуговой сваркой, сваркой в среде защитных газов и газовой сваркой.

Заварка дефектов латунных отливок осложняется присутствием легкоиспаряющегося цинка, что приводит к пористости металла сварного шва. Чтобы избежать этого, заварку дефектов латунных отливок выполняют предельно короткой дугой (3...6 мм).

Присадочные прутки, металлические электороды и электродную проволоку (для механизированной заварки) готовят из сплавов, близких по химическому составу к материалу отливки. Например, для заварки дефектов оловянных бронз используют следующие сплавы, % мас.:

1) 3,28 Sn; 8,9 Zn; 0,2 P; 0,31 Ni; 0,2 Fe; 5,89 Pb; остальное – Cu;

2) 7...9 Sn; 0,6...0,8 Al; 0,8 Mn; 0,3 Fe; до 0,03 P; остальное – Cu.

Для заварки дефектов отливок из фосфористой бронзы применяют прутки из оловянной (7...9 % Sn) и фосфористой (9...11 % Sn и 0,5...1,0 % P) бронз. Для заварки дефектов отливок из алюминиевых бронз применяют прутки и электроды того же состава, а также используют бронзу БрК3М1Ц.

При заварке дефектов латунных отливок кроме прутков из латуни марок ЛЦ16К4 и ЛЦ40С применяют прутки бронз БрО4Ц3 и БрК3М1Ц; заварку дефектов свинцовой латуни проводят прутками из бронзы БрО5С25 или БрО8Н1,5Ф0,3.

Диаметр присадочных прутков 5...12 мм, а угольных или графитовых электродов – 10...20 мм.

Все виды газовой заварки дефектов, как правило, ведут с применением защитных флюсов. При дуговой сварке на электродную проволоку наносят специальные защитно-флюсующие покрытия. Массивные отливки перед заливкой подогревают до 300...500 °С. После заварки бронзовые отливки подвергают отжигу при 450...500 °С, а латунные (после проковки сварочного шва) – отжигу при 600...700 °С с последующим медленным охлаждением.

Наиболее распространенные составы электродных покрытий, применяемых при заварке дефектов отливок из медных сплавов, приведены в табл. 2, а составы флюсов – в табл. 3. Для заварки дефектов алюминиевых бронз можно применять флюсы, предназначенные для сварки отливок из алюминиевых сплавов.

Заварку дефектов отливок из *титановых сплавов* используют для устранения спаев (наиболее часто встречающегося де-

2. Составы покрытий для заварки дефектов отливок из медных сплавов, % мас.

Компонент покрытия	Номер состава								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Алюминиевый порошок	–	15	15	15	16,7	–	50	–	–
Мел	50	70	–	35	–	–	–	50	–
Мрамор	–	–	70	35	83,3	83,3	–	–	–
Древесный уголь	50	–	–	15	–	16,7	50	35	–
Графит	–	15	15	–	–	–	–	–	5
Бура плавленая	–	–	–	–	–	–	–	15	–
Ферромарганец	–	–	–	–	–	–	–	–	80
Криолит	–	–	–	–	–	–	–	–	15

Примечание. Все покрытия изготовляют на жидком стекле, добавляя его 55...60 % от массы сухой смеси.

3. Составы флюсов для заварки дефектов отливок из медных сплавов, % мас.

Компонент флюса	Номер состава					
	1	2	3	4	5	6
Бура	50	75	50	56	100	–
Борная кислота	35	25	50	–	–	100
Фосфорно-кислый натрий	15	–	–	–	–	–
Хлористый натрий	–	–	–	22	–	–
Углекислый калий	–	–	–	22	–	–

фекта), трещин, наружных и внутренних раковин, рыхлот и засоров.

Дефектные места разделывают специальным инструментом (шарошками) или обработкой резанием твердосплавным инструментом. После заварки обязательным является рентгеноконтроль. В случае, когда надежный контроль мест заварки невозможен, отливку бракуют.

Основным способом заварки дефектов является аргонодуговая сварка неплавящимся вольфрамовым электродом. Аргон должен иметь чистоту не менее 99,7 % и не содержать влаги. В качестве присадочного материала применяют прутки титана и его сплавов. После заварки отливки подвергают отжигу при 600...650 °С.

Заварку дефектов ответственных титановых отливок необходимо выполнять в специальной заварочной камере, наполненной чистым аргоном. Если заварка дефектов титанового литья выполнена в строгом соответствии с технологией, то она практически не снижает статической прочности.

Однако на некоторых участках снижение усталостной прочности заварочных зон по сравнению с основным металлом отливки может достигать 25...30 %. В этом случае необходимо применять новые способы исправления дефектов (например, горячее изостатическое прессование).

Заварку дефектов отливок из *никелевых сплавов* проводят аргонодуговой (неплавящимся электродом) и газовой сваркой. Электродные покрытия готовят на основе мрамора, плавикового шпата с добавками ферросицилия, ферромарганца, ферротитана, применяя в качестве связующего жидкое стекло. Составы флюсов при газовой сварке, % мас.:

1) 30 бура; 50 борная кислота; 10 углекислый барий; 10 хлористый натрий;
2) 25 бура; 75 борная кислота;
3) 50 бура; 50 борная кислота.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Чернышов Е.А., Евстигнеев А.И., Евлампиев А.А.** Литейные дефекты. Причины образования. Способы предупреждения и исправления: учеб. пособие. М.: Машиностроение, 2008. 282 с.

2. **Галдин Н.М., Чернега Д.Ф., Иванчук Д.Ф. и др.** Цветное литье: справ. М.: Машиностроение, 1991. 436 с.

3. **Галдин Н.М.** Отливки в точном машиностроении. М.: Машиностроение, 1983. 176 с.

Евгений Александрович Чернышов, д-р техн. наук;
Алексей Иванович Евстигнеев, д-р техн. наук;
Анатолий Александрович Евлампиев, канд. техн. наук

ООО "Издательство **Машиностроение**", 107076, Москва, Стромынский пер., 4
Учредитель ООО "Издательство Машиностроение". **E-mail: zpm@mashin.ru**
Телефоны редакции журнала: (499) 268-47-19, 268-36-54, 268-69-19. **http://www.mashin.ru**
Дизайнер *Подживотов К.Ю.* Технический редактор *Жиркина С.А.* Корректоры *Сажина Л.И., Сонюшкина Л.Е.*
Сдано в набор 01.04.09 г. Подписано в печать 01.06.09 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 6,86. Уч.-изд. л. 8,56. Заказ 441. Свободная цена.
Оригинал-макет и электронная версия подготовлены в ООО "Издательство Машиностроение".
Отпечатано в ООО "Подольская Периодика". 142110, Московская обл., г. Подольск, ул. Кирова, д. 15.

Поздравляем!

Олега Сергеевича Кошелева

доктора технических наук, профессора

с 70-летием

Олег Сергеевич Кошелев родился 24 июня 1939 г. в г. Горьком в семье военного.

В 1956 г. Олег Сергеевич поступает в Горьковский политехнический институт. В 1961 г., получив квалификацию инженера-механика по специальности “Машины и технология обработки металлов давлением”, был распределен на оборонное предприятие г. Куйбышева, где работал инженером-конструктором в течение двух лет.

В 1963 г. Олег Сергеевич возвращается в г. Горький и поступает в аспирантуру по кафедре “Машины и технология обработки металлов давлением”, возглавляемую проф., д.т.н. И. В. Климовым. В 1966 г. защищает кандидатскую диссертацию по теме “Исследование и расчет кулачково-рычажных механизмов с неподвижным кулаком”.

С 1965 г. деятельность Олега Сергеевича неразрывно связана с Нижегородским техническим государственным университетом, где он прошел путь от ассистента до профессора. В 1971 – 1974 гг. занимал должность зам. декана машиностроительного факультета; 1980 – 1982 гг. – зам. декана механического факультета; 1982 – 1989 гг. – декан механического факультета; 1989 – 1992 гг. – проректор по учебной работе; с 1992 г. – первый проректор. В настоящее время – заведующий кафедрой “Машиностроительные технологические комплексы. Обработка металлов давлением и сварочное производство”.

В 1992 г. защитил докторскую диссертацию по теме “Теоретические и конструкторские методы управления системами в механических прессах”.

После защиты диссертации О.С. Кошелев развивает теорию управления техническими и технологическими системами кузнечно-прессовых машин. С 1995 г. им выпущено по этой тематике четыре учебных пособия.

За период работы заведующим кафедрой организован филиал кафедры в ОАО “Красная Этна”, в 1996 г. открыта новая специальность “Проектирование технических и технологических комплексов”.

Сегодня по новой специальности получают образование студенты факультета автоматизации и механизации машиностроения, Автозаводской высшей школы управления и технологий, в филиалах НГТУ: в г. Заволжье, Павлово, Выкса. Кафедрой ведется подготовка инженеров по очной и заочной формам обучения в пяти представительствах НГТУ на промышленных предприятиях Нижегородской области.

При непосредственном участии Олега Сергеевича постоянно проводятся региональные и всероссийские конференции по проблемам образования и учебно-педагогической деятельности.

Профессор О.С. Кошелев является членом экспертного совета по машиностроению Минобразования РФ; академиком Академии инженерных наук и Академии проблем качества; членом редакционных коллегий издательства “Машиностроение” и журнала “Заготовительные производства в машиностроении”.

Олег Сергеевич Кошелев является председателем совета по присуждению ученой степени доктора технических наук.

Олег Сергеевич Кошелев награжден орденом "Знак Почета", 5 медалями, почетным знаком "За отличные успехи в работе" в области высшего образования СССР, является почетным работником высшего образования РФ, лауреатом премии г. Нижнего Новгорода в области образования.

Коллектив редакции и редакционный совет поздравляют
Олега Сергеевича Кошелева с юбилеем!
Желаем крепкого здоровья, неиссякаемой энергии,
благополучия и дальнейшей плодотворной деятельности на благо науки и образования.