ЕЖЕМЕСЯЧНЫЙ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ ЖУРНАЛ

ЗАГОТОВИТЕЛЬНЫЕ ПРОИЗВОДСТВА В МАШИНОСТРОЕНИИ

(Кузнечно-штамповочное, литейное и другие производства)

№ 12 декабрь 2010

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.
ГАРИБОВ Г.С.
ГРОМОВ В.Е.
ГУН И.Г.
ЕВСЮКОВ С.А.
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 В.И.
ШАТУЛЬСКИЙ А.А.
ШЕРКУНОВ В.Г.
ЯКОВЛЕВ С.С.
ЯМПОЛЬСКИЙ В.М.

Ответственные за подготовку и выпуск номера:
ДЮБКОВА Н.В.
СЕРИКОВА Е.А.
СУРОВ И.Е.

За содержание рекламных материалов ответственность несет рекламодатель

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

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

СОДЕРЖАНИЕ

Литейное и сварочное производства

Фигуровский Д.К., Романова Е.В. Влияние электромагнитного воздействия в процессе кристаллизации на морфологию структурных составляющих литых сплавов на основе Cu и Al . . . 3
Мальцев Г.И., Радионов Б.К., Вершинин С.В. Анализ влияния состава шихты на выход меди при шахтной плавке . . . 9
Бакшаев В.А., Васильев П.А., Гордон Л.К., Тодин Ю.А., Васильев С.В. Технология сварки трением с перемешиванием в производстве алюминиевых полуприцепов . . . 13

Кузнечно-штамповочное производство

Медведев И.П. Обеспечение точности крупных поковок, получаемых на ковочных прессах . . . 18
Назарян Э.А., Кахризи М.А. Формоизменение кольцевого диска . . . 22

Прокатно-волочильное производство

Гурьянов Г.Н., Железков О.С., Баталов Г.В. Однородность механических свойств и точность диаметра проволоки как важные составляющие качества геофизических кабелей и винтовых пружин . . . 27

Материаловедение и новые материалы

Тарасенко Л.В., Елютина Л.А., Титов В.И. Выбор режимов обработки проволоки из коррозионно-стойкой мартенситно-стареющей стали . . . 30
Сысоев О.Е. Закономерности изменения фрактальной размерности сигналов акустической эмиссии в зависимости от длительной прочности конструкционных материалов при малоцикловых нагружениях . . . 35
Агеев Е.В., Гадалов В.Н., Семенихин Б.А., Агеева Е.В., Латыпов Р.А. Получение износостойких порошков из отходов твердых сплавов . . . 39
Волков К.В., Марьин Б.Н., Ким В.А., Евстигнеев А.И., Новикова Т.В., Марьин С.Б., Шпорт В.И. Исследование структуры и свойств стали 25Г2С после многоручьевой прокатки . . . 45

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

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

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

© "Издательство "Машиностроение", "Заготовительные производства в машиностроении", 2010

SCIENTIFIC TECHNICAL AND PRODUCTION JOURNAL

BLANKING PRODUCTIONS IN MECHANICAL ENGINEERING

(Forging and stamping, foundry and others productions)

№ 12 December 2010

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.
GARIBOV G.S.
GROMOV V.E.
GUN I.G.
EVSYUKOV S.A.
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 V.I.
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.
SUROV I.E.

An advertiser is responsible for the promotional materials

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

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

CONTENTS

Casting and Welding Productions

Figurovsky D.K., Romanova E.V. Effect of electromagnetic influence in process of crystallization on morphology of structural elements of cast alloys on base of Cu and Al . . . 3

Mal'tsev G.I., Radionov B.K., Vershinin S.V. Influence of chatsrge composition on copper yield at blast smelting . . . 9

Bakshaev V.A., Vasil'ev P.A., Gordon L.K., Todin Yu.A., Vasil'ev S.V. FSW-technology in production of aluminium semitrailer tanks . . . 13

Forging and Stamping Productions

Medvedev I.P. Ensuring the accuracy of large forgings obtained by forging presses. . . . 18

Nazaryan E.A., Kakhrizi M.A. Forming of ring disk . . . 22

Rolling and Drawing Productions

Gur'yanov G.N., Zhelezkov O.S., Batalov G.V. Uniformity of mechanical properties and accuracy of wire diameter as important making qualities of geophysical cables and screw springs. . . . 27

Physical Metallurgy and New Materials

Tarasenko L.V., Elyutina L.A., Titov V.I. Choice of treatment regimes of wire from corrosion-resistant maraging steel . . . 30

Sysoev O.E. Changing of acoustic emission signals fractal dimensionality mechanisms depending on structural materials long-term strength in low-cycle loadings. . . . 35

Ageev E.V., Gadalov V.N., Semenikhin B.A., Ageeva E.V., Latypov R.A. Obtaining of abrasive resistant powders from scraps of hard alloys . . . 39

Volkov K.V., Mar'in B.N., Kim V.A., Evstigneev A.I., Novikova T.V., Mar'in S.B., Shport V.I. Study of structure and properties of steel 25G2S after polystream rolling . . . 45

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", 2010

УДК 621.74

Д.К. Фигуровский, Е.В. Романова *(Московский государственный университет приборостроения и информатики)*

Влияние электромагнитного воздействия в процессе кристаллизации на морфологию структурных составляющих литых сплавов на основе Cu и Al

Представлены результаты исследования электромагнитного воздействия (ЭМВ) в процессе кристаллизации на формирование структурных составляющих сплавов на основе меди и алюминия. Результатом ЭМВ является возможность диспергирования составляющих, а также повышение структурной однородности сплавов.

The study results of the electromagnetic influence (EMV) on shaping of structure elements of alloy on base of Cu and Al during crystallization are presented. The EMV results in possibility of component dispertion, as well as in increasing of alloy structure homogeneity.

Ключевые слова: структура; сплав; латунь; кристаллизация; диспергирование; волочение; электромагнитное перемешивание; электромагнитный кристаллизатор; пластичность; деформация; проволока; литье; дендритная ячейка; эвтектика; твердый раствор.

Keywords: structure; alloy; brass; crystallization; dispersion; draw; electromagnetic stirring; electromagnetic mould; plasticity; deformation; wire; casting; dendritic cell; eutectic; solid solution.

В металлургической практике известно немало ценных разработок по эффективному влиянию на гидродинамические, теплофизические и массообменные процессы при затвердевании сплавов. В последние годы заметно возрос интерес к фундаментальным и прикладным исследованиям в области кристаллизации при воздействии управляемого движения расплава. Однако не все они показали возможность строгого управления свойствами кристаллических структур на этапе их затвердевания и роста. Среди этих методов *электромагнитное перемешивание* (ЭМП) можно считать одним из наиболее надежных и эффективных технологических приемов управления литой структурой.

В работах [1–4] было показано, что структура сплавов, сформированная в процессе кристаллизации под действием электромагнитного поля, значительно влияет на механические, технологические и эксплуатационные свойства сплавов.

В предлагаемой работе рассмотрены сплав системы Cu–Zn (латунь Л63) с перитектическим превращением, сплав БрКМц3-1 системы Cu–Si–Mn (перитектическое и эвтектоидное превращение) и сплав Al–8 % Ce, отвечающий системе с эвтектическим превращением.

Цель работы – исследование литой структуры сплавов, выплавленных с использованием электромагнитного воздействия в процессе кристаллизации.

Для сплавов Л63 и БрКМц3-1 в процессе кристаллизации было проведено ЭМП на установке полунепрерывного литья с применением *индукционного электромеханического преобразователя энергии* (ИЭМПЭ) при различных режимах: линейное напряжение на индукторе $U_{лин}$ = 90...130 В; частота напряжения f = = 50 Гц: схема включения обмоток ИЭМПЭ – AZBXCY и AAZZBB; два направления вектора действия электромагнитного поля вдоль вертикальной оси ИЭМПЭ (совпадающего (↓) или встречного (↑) относительно вытягивания слитка).

Литые заготовки сплава Al–8 % Ce были получены по технологии непрерывного литья в электромагнитный кристаллизатор при напряжении питания 70 В и частоте напряжения f = 6600 Гц.

Влияние ЭМП на характер изменения размера и количества β-фазы было проведено на латуни Л63 с постоянным содержанием Zn (36,5 %).

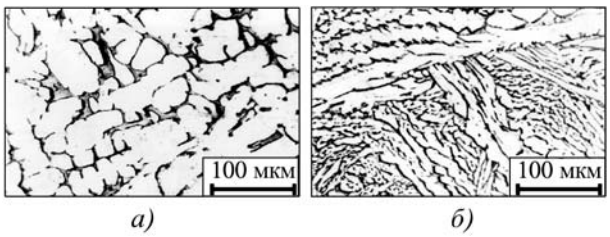


Рис. 1. Структура латуни Л63 в литом состоянии:
а – без ЭМП; *б* – с ЭМП

Микроструктура сплава Л63 в литом состоянии после обычной кристаллизации и после кристаллизации с ЭМП двухфазна (рис. 1). Однако влияние ЭМП на микроструктуру существенно. Во-первых, воздействие ЭМП приводит к измельчению зерна α-фазы от 6 до 15 раз.

Во-вторых, количество β-фазы в структуре после ЭМП в 1,5–2,5 раза больше, чем в структуре сплава без ЭМП (рис. 2, *б*, рис. 3, *а*). Кроме того, распределение β-фазы по объему слитка более однородно и она мелкодисперсна (рис. 3). Средний размер частиц β-фазы составляет в литом состоянии (6,5±1,5) мкм, а после ЭМП от 1,6 до (3,5±0,1) мкм.

Согласно диаграмме состояния Cu–Zn кристаллизация латуни Л63 в условиях равновесия должна происходить при 902 °С по перитектической реакции: L + + α = β, т.е. кристаллизация сплава начинается с образования в жидкой фазе дендритов α-фазы.

Отклонение от равновесия при реальном затвердевании сплавов перитектической системы очень велико – оно значительно выше, чем в сплавах системы с полной растворимостью. Это обусловлено тем, что при кристаллизации β-фаза образуется на поверхности кристаллов ранее образовавшейся α-фазы, экранируя их от жидкой фазы, с которой они должны взаимодействовать, чтобы продолжалось образование β-фазы.

ЭМП приводит к разрушению образовавшихся дендритов α- и β-фаз и соответственно к увеличению количества центров кристаллизации, а следовательно, к росту эффективной скорости зарождения. Экспериментально обнаруженное понижение температуры кристаллизации в условиях ЭМП на 10 °С также увеличивает скорость зарождения. Все указанное выше способствует измельчению α-фазы при ЭМП. Увеличение количества β-фазы связано с тем же процессом. Образование β-фазы происходит по границе раздела α-фаза–жидкость, и чем мельче частицы α-фазы, тем больше поверхность контакта и более глубоко идет перитектическая реакция.

Таким образом, при кристаллизации в условиях действия ЭМП, проведенного при различных параметрах электромагнитного поля, уменьшается размер α-фазы, увеличивается количество β-фазы до 12...20 %, при этом размер частиц β-фазы уменьшается, а распределение β-фазы по объему слитка становится более однородным.

Воздействие ЭМП на структуру литой латуни существенно влияет на ее механические свойства. Временное сопротивле-

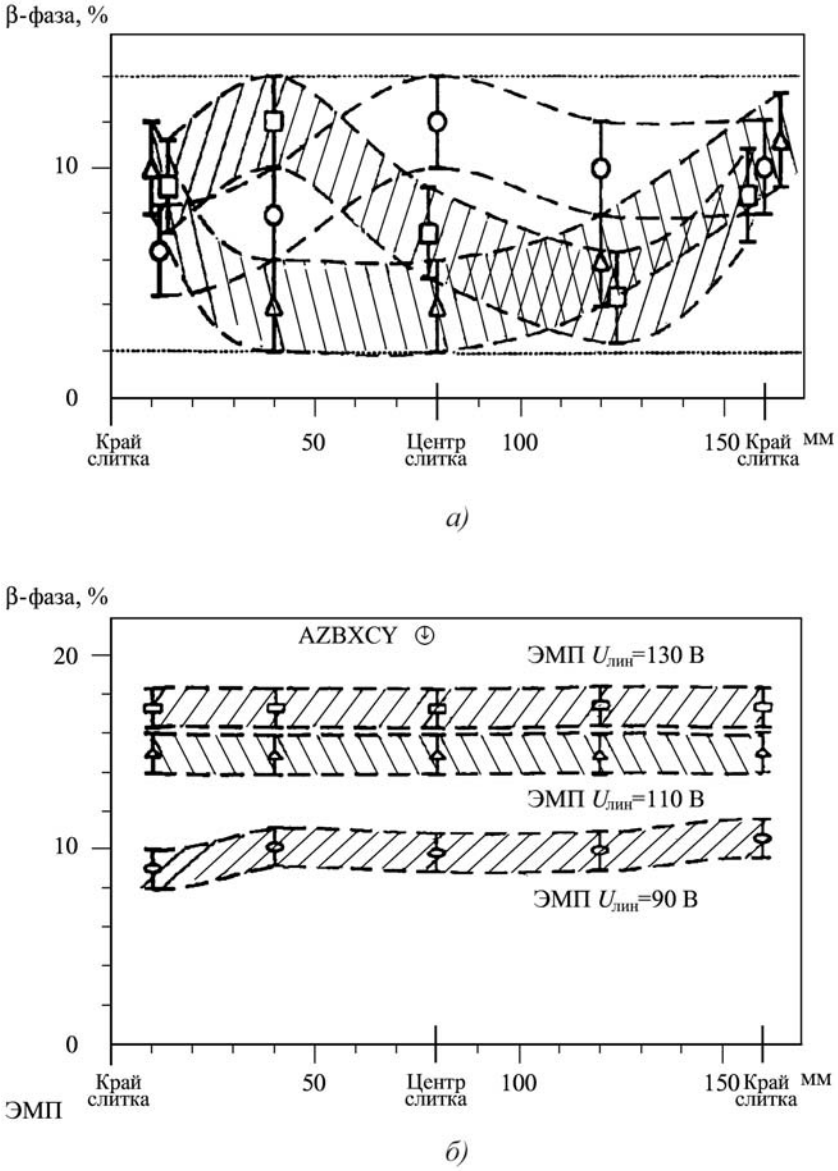


Рис. 2. Распределение β-фазы по сечению слитка литой латуни Л63:
а – без ЭМП; *б* – с ЭМП (□ – верх слитка; ○ – середина слитка; Δ – низ слитка)

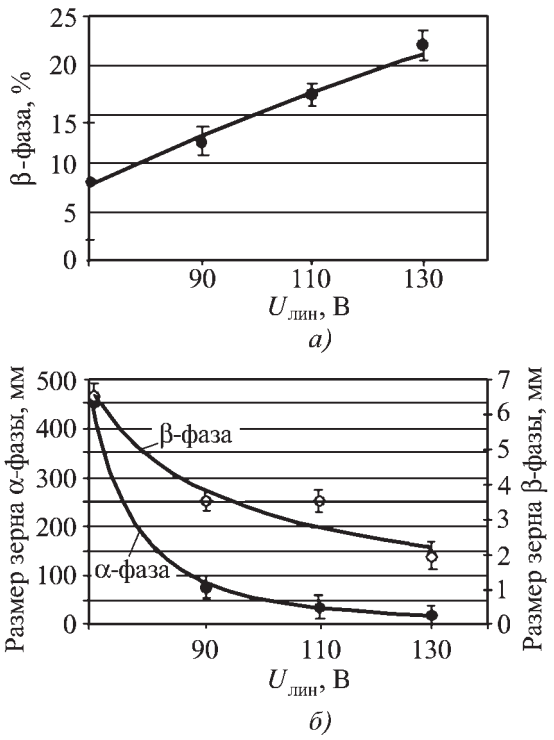


Рис. 3. Влияние ЭМП в процессе кристаллизации на количество β-фазы (*а*) и размер зерна α- и β-фаз (*б*) в латуни Л63

ние $\sigma_в$ в температурном интервале 700...850 °С возросло после кристаллизации с применением ЭМП примерно в 2 раза – от 10 до 20 МПа по сравнению с обычным литьем. Пластичность латуни также повышается в 2 раза и значительно уменьшается разброс значений относительного удлинения.

При анализе литой структуры кремнистой бронзы БрКМц3-1 были обнаружены структурные составляющие, расположенные преимущественно по границам зерен (рис. 4), которые являются эвтектоидом (α + γ). Подобного рода выделения приводят к значительному снижению пластичности сплава и заметному ухудшению технологических свойств при производстве проволоки и ленты особенно тонких размеров.

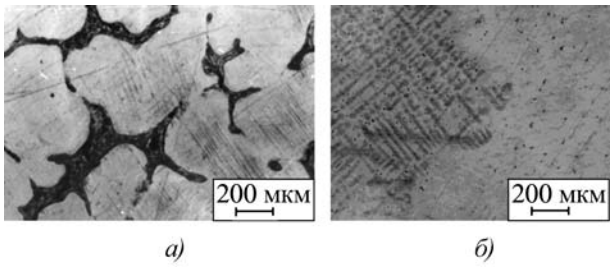


Рис. 4. Структура сплава БрКМц3-1 в литом состоянии:
а – без ЭМП; *б* – с ЭМП

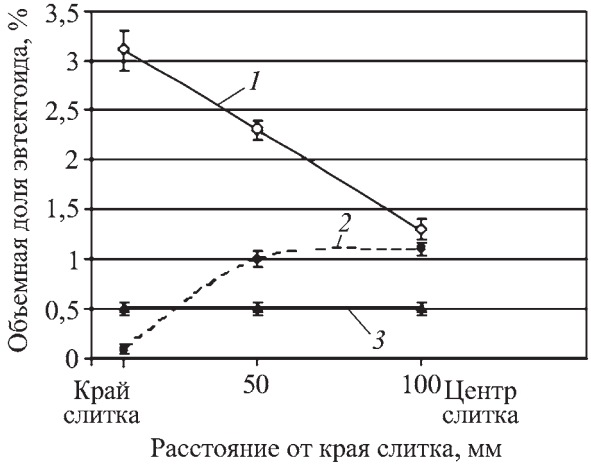


Рис. 5. Распределение эвтектоида в литом сплаве БрКМц3-1 по сечению слитка:
1 – без ЭМП; *2* – с ЭМП (AAZZBB, $U_{лин}$ = 230 В, (↓)); *3* – с ЭМП (AAZZBB, $U_{лин}$ = 230 В, (↑))

Как известно, предельная растворимость кремния в меди достаточно высока и составляет 5,3 % при температуре перитектического равновесия 852 °С. Поскольку γ-фаза сильно уменьшает технологичность сплавов системы Cu–Si, то в кремнистые бронзы вводят не более 3 % Si и для улучшения механических и коррозионных свойств вводят добавку Mn (1...1,5 %).

Формирующийся при охлаждении сплава БрКМц3-1 эвтектоид (см. рис. 4, *а*) является неравновесной структурой. В равновесных условиях в системе Cu–Si может раствориться до 9,95 % Si при 555 °С, в то время как в сплаве содержится лишь 3 % Si (однако следует учитывать, что марганец смещает точку максимальной растворимости кремния в меди влево). Тем не менее, даже с учетом последнего обстоятельства при охлаждении в условиях, близких к равновесным, не следует ожидать образования эвтектоида в сплаве БрКМц3-1. По всей вероятности такой характер формирования структуры связан с неравновесной кристаллизацией и сдвигом солидуса и линии ограниченной растворимости влево.

Применение ЭМП в процессе кристаллизации положительно сказывается на структурообразовании в сплаве (см. рис. 4, *б*, рис. 5, таблицу). Во-первых, происходит более равномерное распределение эвтектоида не только на границах, но и в теле зерен. Во-вторых, общее количество грубой эвтектоидной составляющей понижается и, в-третьих, заметно уменьшается средний размер избыточных составляющих. Без ЭМП при объемном содержании фазы 2,5...3 % ее средний размер составляет 9...12 мкм, после ЭМП при объемном содержании фазы 0,5...1 % ее средний размер – не более 3...5 мкм.

Таким образом, при ЭМП за счет меньшего градиента концентраций по составу реализуется большее приближение к равновесному состоянию. Можно по-

Объемная доля эвтектоида в литой структуре сплава БрКМц3-1

Место отбора образцов	Без ЭМП	ЭМП											
		(↓)						(↑)					
		Схема соединения											
		AAZZBB			AZBXCY			AAZZBB			AZBXCY		
		Линейное напряжение $U_{лин}$, В											
		160	190	230	160	190	230	160	190	230	160	190	230
Краевая часть слитка	1	3,8	2,5	0,1	1,2	2,6	3,3	0,6	–	0,5	1,1	1,8	2,0
Средняя часть слитка	2	1,5	2,4	1,0	1,5	2,5	1,9	2,7	–	0,5	1,8	1,3	1,7
Центральная часть слитка	3	0,7	1,2	1,1	1,1	–	1,5	1,3	–	0,5	1,0	0,4	1,5

лагать, что происходит активное выравнивание состава в расплаве – между слоем жидкого раствора, прилегающего к поверхности растущего кристалла, и участками расплава, удаленными от фронта кристаллизации, т.е. происходит более активное протекание выравнивающей диффузии в жидкой фазе.

Повышение однородности, уменьшение количества и диспергирование неравновесных составляющих при электромагнитном воздействии в процессе кристаллизации улучшают технологические свойства материала, в первую очередь способность к горячей деформации, а также вероятность формирования несплошностей в готовом изделии.

Сплавы алюминия с редкоземельными металлами, в частности сплав 1417М (система Al–Ce), нашли широкую область применения для токоведущих элементов радиоэлектронной техники в авиационной промышленности.

Основной проблемой при получении литой заготовки из сплава 1417М для изготовления проволоки тонких размеров до 0,07 мм является диспергирование эвтектической составляющей и обеспечение однородности ее распределения по сечению слитка. Поэтому очень важно уже в литом состоянии получить мелкодисперсную структуру, которая хотя и будет измельчаться на последующих этапах передела, но будет

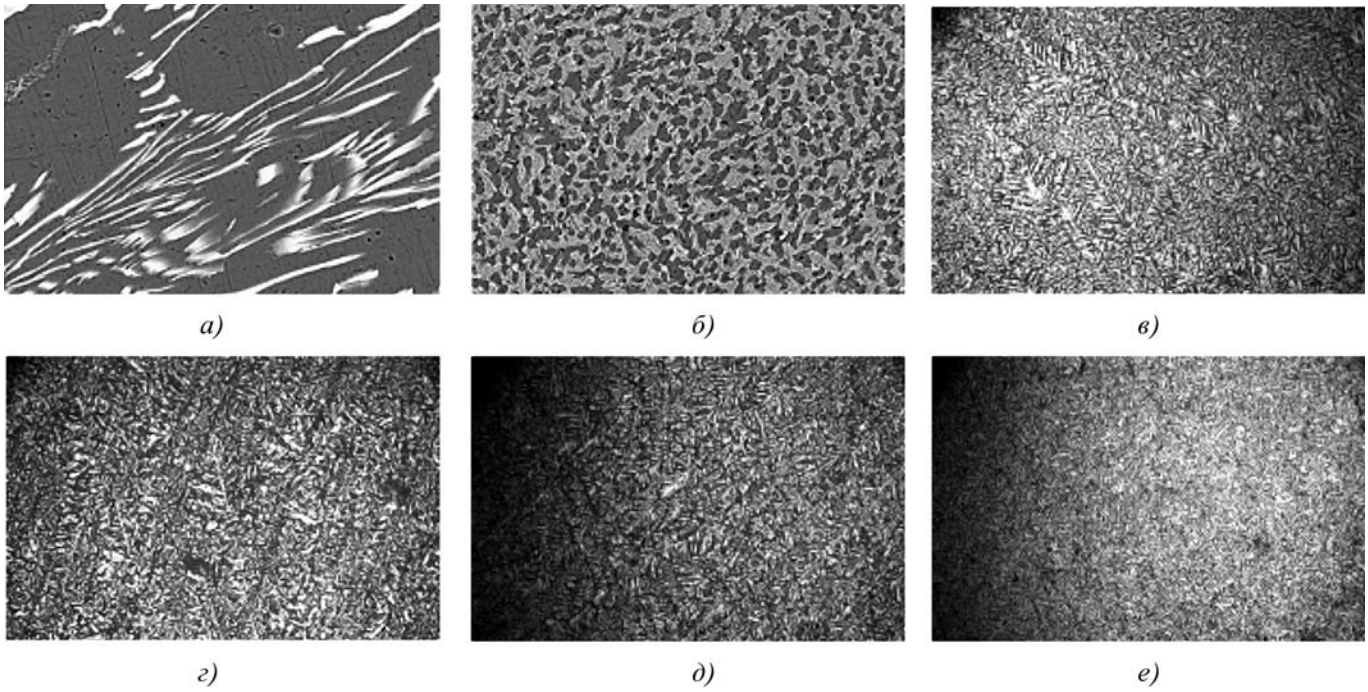


Рис. 6. Структура сплава 1417М без ЭМВ (*а*, *б*) и с ЭМВ (*в–е*):
а, *б* – соответственно краевая и центральная зоны литой заготовки диаметром 20 мм; *в* – 15 мм; *г* – 12 мм; *д* – 7 мм; *е* – 2 мм

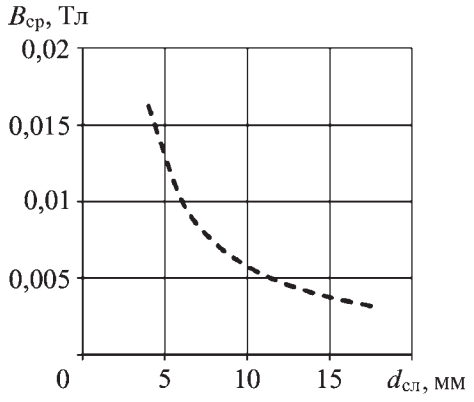


Рис. 7. Зависимость среднего значения магнитной индукции в слитке $B_{ср}$ от диаметра слитка $d_{сл}$

оказывать наследственное влияние на конечную структуру.

Применение технологии гранульной металлургии, обеспечивающей диспергирование структурных составляющих, для изготовления проволоки диаметром 0,07...0,1 мм затруднительно, что связано с неизменными спутниками гранул – включениями различного рода, которые способствуют разрыву проволоки при волочении. Это вынуждает искать технологические решения, альтернативные гранульной металлургии. Одной из возможных технологических схем является непрерывное литье слитка в *электромагнитном кристаллизаторе* (ЭМК).

Сплав 1417М (Al–8 % Ce) исследовали на литых заготовках диаметром 15; 12; 7 и 2 мм в исходном литом состоянии. На рис. 6 приведены структуры сплава 1417М, выплавленного с использованием *электромагнитного воздействия* (ЭМВ) в процессе кристаллизации и без ЭМВ. Структура сплава, выплавленного без ЭМВ, неоднородна и наблюдается заметное различие в размерах структурных составляющих сплава в центральной и краевой зонах литой заготовки (см. рис. 6, *а*, *б*).

Микроструктура слитка, затвердевшего в процессе электромагнитного воздействия, практически однородна по всему сечению литой заготовки и значительно более дисперсна, чем структура сплава без ЭМВ. Диспергирование структуры сплавов, выплавленных с использованием ЭМВ в процессе кристаллизации, связано с перемешиванием расплава в области лунки, что приводит к активному увеличению центров кристаллизации в результате значительного переохлаждения расплава (от 2 до 20 °С) и обламывания ветвей дендритов, образующих дополнительные центры [2, 3].

На следующем этапе исследования литой структуры сплава 1417М определяли средний размер эвтектической составляющей на заготовках различного диаметра. Уменьшение диаметра литой заготовки приводит к увеличению интенсивности электромагнитного воздействия (рис. 7) и скорости охлаждения.

Как было показано на рис. 6, *а*, *б*, структура сплава без ЭМВ неоднородна по сечению литой заготовки, о чем свидетельствует кривая распределения размеров эвтектической составляющей (рис. 8, *а*).

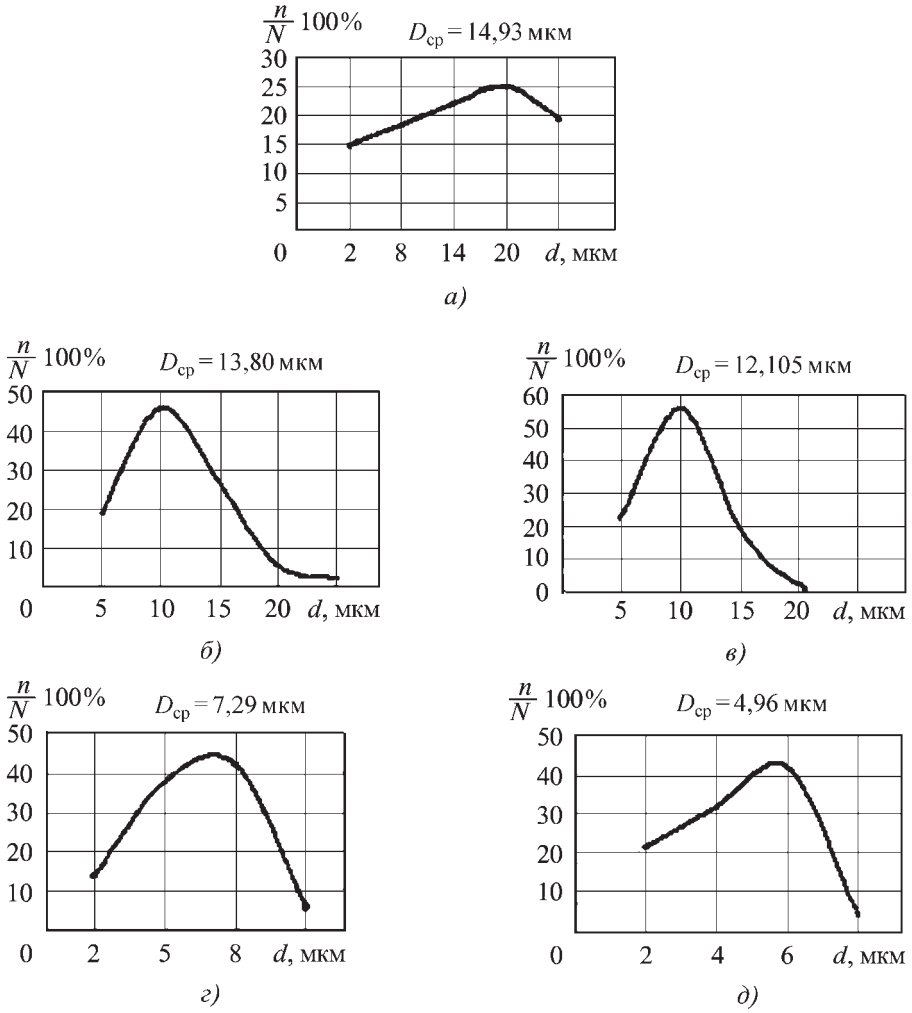


Рис. 8. Кривые распределения размеров эвтектической составляющей сплава 1417М в литом состоянии без ЭМВ *(а)* и с ЭМВ (*б–д*):
а – диаметр литой заготовки 20 мм; *б* – 15 мм; *в* – 12 мм; *г* – 7 мм; *д* – 2 мм; *N* – общее число замеров; *n* – количество значений структурной составляющей в определенном интервале размеров; $D_{ср}$ – средний размер дендритной составляющей

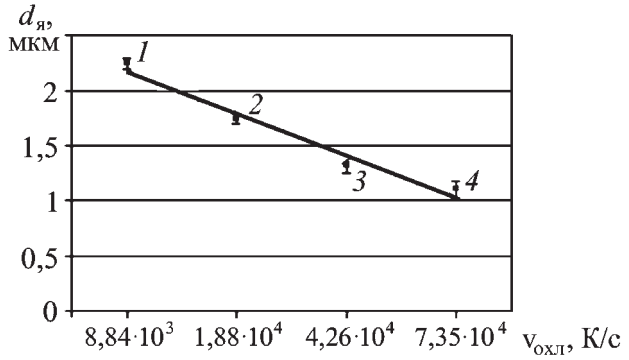


Рис. 9. Зависимость скорости охлаждения $v_{охл}$ от размера дендритной ячейки $d_я$ заготовок с различными диаметрами:
1 – 15 мм; *2* – 12 мм; *3* – 7 мм; *4* – 2 мм

При электромагнитном воздействии в процессе кристаллизации наблюдается значительное изменение структурных составляющих. Средний размер эвтектической составляющей литой заготовки диаметром 15 мм в продольном сечении составил 13,2 мкм, в поперечном сечении – 2,5 мкм.

Повышение интенсивности ЭМВ в процессе кристаллизации при уменьшении диаметра литой заготовки до 12 мм приводит к уменьшению размера эвтектической составляющей в продольном сечении до 12 мкм, в поперечном сечении до 2 мкм.

При уменьшении диаметра литой заготовки до 2 мм значительно уменьшается размер эвтектической составляющей в продольном сечении до 4,96 мкм, в поперечном сечении до 1,28 мкм. При уменьшении диаметра литой заготовки наблюдается более однородная и мелкодисперсная структура, чем у литой заготовки с большим диаметром, что видно из рис. 8.

Повышение интенсивности действия электромагнитного поля при уменьшении диаметра литой заготовки приводит к уменьшению среднего размера дендритной ячейки.

Как известно, размер дендритной ячейки связан со скоростью охлаждения при кристаллизации уравнением:

$$d_я = a v_{охл}^{-n}, \qquad (1)$$

где d – дендритный параметр, мкм; $v_{охл}$ – скорость охлаждения, К/с; a, n – постоянные.

В рассматриваемом случае повышение скорости кристаллизации достигается в результате электромагнитного воздействия (переохлаждение расплава от 2 до 20 °С) и уменьшения сечения литой заготовки. Используя результаты анализа уравнения (1) для сплавов системы Al–Ce, приведенных в работе [1], была проведена оценка скорости охлаждения при кристаллизации при изменении междендритного расстояния ячейки (рис. 9) заготовок диаметром от 15 до 2 мм.

Заключение. Применение ЭМВ в процессе кристаллизации сплавов на основе меди и алюминия показало возможность управления количественным соотношением структурных составляющих сплавов, их дисперсностью и однородностью.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Ефимов В.А., Эльдарханов А.С.** Технологии современной металлургии. М.: Новые технологии, 2004. 784 с.

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.

Дмитрий Константинович Фигуровский, канд. техн. наук, dkfigurov@bk.ru;
Екатерина Васильевна Романова, аспирант

×èòàéòå â ñëäóþùåì íîìåðå:

- **Âàëüòåð À.È., Ðàââ À.Â.** Ýêñïåðèìåíòàëüíûå èññëåäîâàíèÿ ñâîéñòâ ïåñ÷àíî-ãëèíèñòûõ ñìåñåé
- **Äåëüöîâ Ñ.Â., Áîãäàíîâ Î.Â., Ñèâêîâ Â.Ë.** Ñíèæåíèå ãàçîâîé ïîðèñòîñòè â îöèâêàõ èçàëþìèíåâûõ ñïëàâîâ, êðèñòàëëèçóþùèõñÿ â øèðîêîì èíòåðâàëå òåìïåðàòóð
- **×è÷êîâ Ñ.À.** Íîâîå ïîêîëåíèå ñâàðîí÷íûõ ãëîâîê òèïà ÃÍÑäëÿ ñâàðêè íåïîâîðîòíûõ ñòû-êîâ òðóáîïðîâîäîâ äèàìåòðîì 3...310 ìì

УДК 669.51

Г.И. Мальцев, Б.К. Радионов, С.В. Вершинин
(Уральский государственный технический университет УГТУ–УПИ, г. Екатеринбург)

Анализ влияния состава шихты на выход меди при шахтной плавке

С использованием метода многомерного регрессионного анализа получены аналитические зависимости выхода меди в штейновую фазу от состава исходной шихты при шахтной плавке в стационарном режиме. Предложен способ составления шихты оптимального состава для стабильно высокого выхода медьсодержащей массы при шахтной плавке в филиале "Производство полиметаллов" ОАО "Уралэлектромедь".

Analytical dependences of copper yield in matte phase from composition of initial charge at blast smelting in steady condition are received by multivariate regression analysis. Method for making of charge optimal blend composition for stable and high yield copper containing mass at blast smelting in the JSC "Uralelectromed" branch.

Ключевые слова: шихта; шахтная плавка; черновая медь; многомерный регрессионный анализ.

Keywords: charge; blast smelting; blister copper; multivariate regression analysis.

При шахтной полупиритной плавке медного сырья образуются штейн, %: 25...30 Cu; 38...43 Fe; 18...23 S, используемый для получения товарной меди, и отвальные шлаки, %: 0,3...0,6 Cu; 1...1,5 Zn; 30...32 SiO_2; 35...38 Fe; 10...15 CaO; 4...6 Al_2O_3, при весовом соотношении штейн: шлак = 1 : 15...18 и извлечении меди в штейн на 85...87 % [1].

Важным технологическим показателем процесса шахтной плавки является содержание меди в штейне. В филиале "Производство полиметаллов" (г. Кировград) ОАО "Уралэлектромедь" осуществляют плавку медьсодержащего сырья с контролем количества загружаемых компонентов шихты (X_i, %) и содержанием меди в штейне (Y, %).

За шесть месяцев число проведенных плавок и соответствующих им составов шихты составило n = 181, в которых были использованы следующие количества компонентов шихты, %: 5,3...14,84 – медный лом (X_1); 5,22...15,92 – смесь РДК (X_2); 0,01...9,48 – шлаки, штейн (X_3); 26,44...38,45 – сульфидные материалы (X_4); 0,01...5,13 – драгсодержащие концентраты (X_5); 15,28...33,63 – оборотные материалы (X_6); 6,21... 11,34 – клинкер (X_7); 7,49...12,69 – флюсы (X_8).

При практически постоянном режиме шахтной плавки (расходы воздуха и топлива (31300±300) м^3/ч и (99,2±19,1) т/сут; температура подогрева и давление дутья (345±15) °С и (1540±40) мм вод. ст.; масса колоши – (24,7±1,2) т) содержание меди в штейне составило Y_{1-181} = 19,83...35,59 %.

Учитывая, что выход меди при плавке пропорционален ее содержанию в шихте, представляло интерес исследовать возможное влияние соотношения отдельных компонентов в шихте на распределение меди между штейновой и шлаковой фазами. В случае обнаружения такой зависимости могут быть выданы рекомендации для решения инженерных задач повседневного характера по оптимизации процесса и повышению эффективности шахтной плавки.

Для выполнения статистического анализа зависимости соотношения отдельных компонентов в шихте и содержания меди в штейне применяли метод многомерного регрессионного анализа с получением аналитических уравнений – полиномов первой степени типа: $Y = a_0 + a_1X_1 + a_2X_2 + ... + a_8X_8$, связывающих значения параметров (X_i) с величиной переменной (Y) [2–4].

Исходные данные обработаны в следующей последовательности:

– составы шихты расположены в порядке убывания выхода меди в штейн от Y_1= 35,59 % до Y_{181} = = 19,83 %;

– для различного числа плавок и составов шихты (n = 10...181), начиная с начальных (Y_1, Y_2, ... Y_n), определены аналитические зависимости $Y_n = f(X_{1-8})$, для части которых значения свободного члена (a_0) и коэффициентов (a_{1-8}) приведены в табл. 1;

– для полученных уравнений $Y_n = f(X_{1-8})$ коэффициенты a_{1-8} расположены в порядке убывания по абсолютной величине: $a_i > a_p > ... > a_q$ (табл. 2);

– определены диапазоны изменения параметров (ΔX_{1-8}) и переменной (ΔY_n), значения достоверности аппроксимации (R^2) и фактора рассеяния (F) для уравнений $Y_n = f(X_{1-8})$ при данном числе плавок и составов шихты (n) (табл. 3);

– по уравнениям $Y_n = f(X_{1-8})$ определены максимальные значения переменной ($Y_{мак}$) (см. табл. 3): исходя из последовательности убывания коэффициентов a_{1-8} (см. табл. 2), соответствующим им первым четырем параметрам (X_{1-8}) присвоены максимальные значения из диапазона изменения их величины (ΔX_{1-8}), а оставшимся четырем параметрам (X_{1-8}) – минимальные значения из диапазона (ΔX_{1-8}). Суммарное оптимальное содержание восьми исходных

1. Значения свободного члена (a_0) и коэффициентов (a_{1-8}) параметров (X_{1-8}) в уравнениях $Y_n = f(X_{1-8})$ в зависимости от числа плавок и составов шихты (n)

a_i	Число плавок и составов шихты (n)				
	20	23	25	91	181
a_0	–3349,87712	–1751,46205	–1655,1569	–1393,466523	–570,5494475
a_1	33,80481534	17,91386666	16,86698849	14,50299905	6,309853236
a_2	33,63752937	17,76785947	16,90751145	14,19843536	6,004345362
a_3	33,97427187	17,98628694	16,93331386	14,21199118	5,943392886
a_4	33,91372578	17,92841083	16,97480622	14,32890218	6,078096148
a_5	33,91139102	17,91709561	16,9408039	14,22435648	5,953776074
a_6	33,77580934	17,77452716	16,83409166	14,1890807	5,926098683
a_7	33,50172508	17,51068983	16,76542322	13,84549185	5,489997457
a_8	34,07012216	17,91676457	16,68268683	14,14407082	5,985617626

компонентов в шихте ($X_{\text{опт}(1-8)}$, %) для достижения максимальных значений переменной ($Y_{\text{мак}}$) в уравнениях $Y_n = f(X_{1-8})$ составляет 100 % (табл. 4);

– определено максимальное число плавок и составов шихты ($n_{\text{мак}} = 23$), для которых по уравнению $Y_{23} = f(X_{1-8})$ рассчитано максимальное значение переменной $Y_{23(\max)} = 35{,}51$ %, соответствующее наибольшему содержанию меди в штейне $Y_{1-181} = 35{,}59$ % за 181 шахтную плавку (см. табл. 4).

Анализ полученных данных позволил сделать следующие выводы:

– максимальными коэффициентами a_{1-8} для числа плавок и составов шихты $n = 20...23$ являются коэффициенты a_3, a_4, a_5, a_8; наименьшими – a_7, a_2, a_6, a_1 (см. табл. 1, 2);

– оптимальными значениями параметров исходной шихты ($X_{(1-8)\text{опт}}$, %) для $n = 20...23$, определяющими выход меди в штейн, являются: $X_{3\text{опт}} = 6{,}7...7{,}85$ %; $X_{5\text{опт}} = 5{,}1...4{,}5$ %; $\Sigma(X_3, X_5)_{\text{опт}} = 11{,}8...12{,}35$ %; $X_{4\text{опт}} = 38{,}45$ %; $X_{8\text{опт}} \geq 11{,}15$ %; $X_{1\text{опт}} = 9{,}85...10{,}5$ %. Значения параметров $X_{6\text{опт}} = 15{,}3...15{,}7$ %, $X_{7\text{опт}} = 6{,}25...6{,}5$ % и $X_{2\text{опт}} = 5{,}35...6$ %, практически, не влияют на величину $Y_{20-23} = 35{,}51...36{,}13$ % (см. табл. 4).

2. Соотношение по величине коэффициентов (a_{1-8}) в уравнениях $Y = f(X_{1-8})$ в зависимости от числа плавок и составов шихты (n)

Число плавок и составов шихты (n)	$a_i > a_p > ... > a_q$
10	$a_8>a_7>a_1>a_3>a_4>a_6>a_2>a_5$
15	$a_8>a_7>a_3>a_1>a_4>a_2>a_6>a_5$
20	$a_8>a_3>a_4>a_5>a_1>a_6>a_2>a_7$
21	$a_8>a_3>a_4>a_5>a_1>a_6>a_2>a_7$
22	$a_3>a_4>a_8>a_5>a_1>a_6>a_2>a_7$
23	$a_3>a_4>a_5>a_8>a_1>a_6>a_2>a_7$
24	$a_4>a_1>a_5>a_3>a_8>a_2>a_6>a_7$
25	$a_4>a_5>a_3>a_2>a_1>a_6>a_7>a_8$
91	$a_1>a_4>a_5>a_3>a_2>a_6>a_8>a_7$
181	$a_1>a_4>a_2>a_8>a_5>a_3>a_6>a_7$

Для обеспечения высокого выхода меди в штейн ($Y \geq 35{,}5$ %) в соответствии с полученными регрессионными уравнениями $Y_{20-23} = f(X_{1-8})$ предложен следующий способ составления исходной шихты: суммарное содержание анодного, силикатного шлаков, штейна ($X_{3\text{опт}} = 6{,}7...7{,}85$ %) и драгсодержащих концентратов ($X_{5\text{опт}} = 5{,}1...4{,}5$ %) должно находиться в интервале $\Sigma(X_3, X_5)_{\text{опт}} = 11{,}8...12{,}35$ %; затем добавить медный лом $X_{1\text{опт}} = 9{,}85...10{,}5$ % и смесь РДК $X_{2\text{опт}} = 5{,}35...6$ % при суммарном количестве $\Sigma(X_1, X_2)_{\text{опт}} = 15{,}85$ %; $\Sigma(X_1, X_2, X_3, X_5)_{\text{опт}} = 27{,}65...28{,}2$ %.

Масса остальных компонентов шихты составляет: сульфидные материалы $X_{4\text{опт}} = 38{,}45$ %; оборотные материалы $X_{6\text{опт}} = 15{,}7$ %; клинкер $X_{7\text{опт}} = 6{,}5$ %; флюсы $X_{8\text{опт}} = 11{,}15...11{,}7$ % при суммарном содержании $\Sigma(X_4, X_6, X_7, X_8)_{\text{опт}} = 71{,}8...72{,}35$ %.

Для проверки адекватности эмпирического уравнения $Y_{(n=23)} = f(X_{1-8})$ проанализированы 89 плавок и составов шихты, содержание меди в штейне за последующие три месяца работы шахтной печи, из которых отобраны восемь составов (ΣX_3, $X_5 = 8{,}91...12{,}28$ %; $\Sigma X_3, X_5, X_8 = 17{,}05...21{,}29$ %), наиболее близких к оптимальным значениям суммарного содержания указанных компонентов, установленным ранее ($\Sigma(X_3, X_5)_{\text{опт}} = 11{,}8...12{,}35$ %; $\Sigma(X_3, X_5, X_8)_{\text{опт}} = 22{,}95...23{,}5$ %) (табл. 5).

Из восьми отобранных составов шихты выделили: три состава с $X_1 = 9{,}17...9{,}48$ %; пять составов с $X_2 = 7{,}43...9{,}02$ %; три состава с $X_4 = 34{,}35...38{,}18$ %; два состава с $X_6 = 13{,}18...17{,}0$ % и четыре состава с $X_7 = 8{,}11...9{,}95$ %, которые близки к оптимальным значениям соответствующих компонентов: $X_{1\text{опт}} = 9{,}85...10{,}5$ %; $X_{2\text{опт}} = 5{,}35...6$ %; $X_{4\text{опт}} = 38{,}45$ %; $X_{6\text{опт}} = 15{,}7$ % и $X_{7\text{опт}} = 6{,}5$ %.

3. Интервалы изменения параметров (ΔX_{1-8}, %) и переменной (ΔY_n, %), интервал достоверности аппроксимации (R^2) и дисперсия (F), рассчитанные максимальные значения переменной ($Y_{мак}$, %) в уравнениях $Y_n = f(X_{1-8})$ в зависимости от числа плавок и составов шихты (n)

Показатель	Число плавок и составов шихты (n)				
	20	23	25	91	181
ΔX_1	9,11...14,16	8,62...14,16	8,62...14,16	7,27...14,84	5,3...14,84
ΔX_2	5,99...14,57	5,34...14,57	5,34...14,57	5,22...15,92	5,22...15,92
ΔX_3	0,01...7,85	0,01...7,85	0,01...7,85	0,01...9,48	0,01...9,48
ΔX_4	30,38...38,45	30,38...38,45	30,38...38,45	29...38,45	26,44...38,45
ΔX_5	0,01...4,52	0,01...4,52	0,01...4,52	0,01...5,13	0,01...5,13
ΔX_6	15,67...28,2	15,67...32,27	15,67...32,27	15,63...32,27	15,28...33,63
ΔX_7	6,47...10,94	6,47...10,94	6,31...10,94	6,21...11,25	6,21...11,34
ΔX_8	8,22...11,18	8,22...11,18	8,22...11,32	7,76...12,69	7,49...12,69
ΔY_n	31,85...35,59	31,51...35,59	31,31...35,59	28,51...35,59	19,83...35,59
R^2	0,533	0,507	0,215	0,239	0,191
F	1,567	1,803	0,546	3,213	5,088
$Y_{мак}$	36,13	35,51	34,27	33,35	32,66

4. Оптимальные значения параметров ($X_{(1-8)опт}$, %) для максимальных значений переменной ($Y_{мак}$, %) в уравнениях $Y_n = f(X_{1-8})$ в зависимости от числа плавок и составов шихты (n)

n	$X_{1опт}$	$X_{2опт}$	$X_{3опт}$	$X_{4опт}$	$X_{5опт}$	$X_{6опт}$	$X_{7опт}$	$X_{8опт}$	$Y_{мак}$
10	13,65	6	6,3	37,69	0,01	15,7	9,5	11,15	37,9
15	14,15	6	6,3	36,84	0,01	15,7	9,85	11,15	37,9
20	9,85	6	7,85	38,45	4,5	15,7	6,5	11,15	36,13
21	9,85	6	7,85	38,45	4,5	15,7	6,5	11,15	35,8
22	10,5	5,35	7,85	38,45	4,5	15,7	6,5	11,15	35,5
23	10,5	5,35	7,85	38,45	4,5	15,7	6,5	11,15	35,51
24	14,15	5,35	7,1	38,45	4,5	15,7	6,5	8,25	34,06
25	8,65	10,25	7,85	38,45	4,5	15,7	6,35	8,25	34,27
91	14,8	5,25	6,7	38,45	5,1	15,65	6,25	7,8	33,35
181	14,8	15,9	0,01	38,45	0,01	15,3	6,25	9,28	32,66

Наибольшему соответствию оптимальным параметрам $X_{(1-8)опт}$ рассчитанного состава шихты отвечает реальная шихта, содержащая X_1 = 9,36 %; X_2 = = 9,02 %; X_3 = 8,99 %; X_4 = 34,35 %; X_5 = 0,01 % (ΣX_3, X_5 = 9 %); X_6 = 17 %; X_7 = 9,95 %; X_8 = 11,33 % (ΣX_3, X_5, X_8 = 20,32 %), при которой выход черновой меди составляет $Y_{опыт}$ = 31,22 %.

Подставляя указанные реальные значения параметров шихты в полученное уравнение регрессии $Y_{(n=23)} = f(X_{1-8})$ (R^2 = 0,51; F = 1,8), рассчитали выход меди в штейн $Y_{расч}$ = 33,05 %. Разница по абсолютной ($\Delta Y_{абс}$) и относительной ($\Delta Y_{отн}$) величинам между расчетным и опытным значениями выхода медьсодержащей массы соответственно составила: $\Delta Y_{абс} = Y_{расч} - Y_{опыт}$ = 1,83 %; $\Delta Y_{отн} = (Y_{расч} - Y_{опыт})/Y_{расч}$ = 5,5 %.

Учитывая расхождение между реальными (X_{1-8}) и расчетными оптимальными ($X_{(1-8)опт}$) значениями параметров шихты, величины $\Delta Y_{абс}$ и $\Delta Y_{отн}$ следует признать сопоставимыми, а полученное уравнение регрессии

$$Y_{(n=23)} = f(X_{1-8}) = -1751{,}46205 + 17{,}91386666 \cdot 10{,}5 + 17{,}76785947 \cdot 5{,}35 + 17{,}98628694 \cdot 7{,}85 + 17{,}92841083 \cdot 38{,}45 + 17{,}91709561 \cdot 4{,}5 + 17{,}77452716 \cdot 15{,}7 + 17{,}51068983 \cdot 6{,}5 + 17{,}91676457 \cdot 11{,}15 = 35{,}51,$$

является адекватным процессу переработки медьсодержащего сырья при шахтной плавке.

Таким образом, на основании выполненного статистического анализа установлено и эксперименталь-

5. Составы шихты $X_{(1-8)}$, %, и содержание меди в штейне $Y_{(опыт-расч)}$, %, из числа дополнительных 89 шахтных плавок

X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	X_6	X_7	X_8	$Y_{опыт}$	$\Sigma X_3, X_5$	$\Sigma X_3, X_5, X_8$	$X_{(1-8)опт}$ (n=181)	$Y_{(n=23)расч}$
17,11	8,18	10,06	32,55	0,01	10,33	10,96	10,82	31,79	10,06	20,88		
15,70	7,70	8,91	33,81	0,01	13,18	10,38	10,32	31,71	8,91	19,23		
9,36	9,02	8,99	34,35	0,01	17,00	9,95	11,33	31,22	8,99	20,32		33,05
15,88	8,64	9,80	32,95	0,01	10,48	11,08	11,17	30,94	9,80	20,97	$\Sigma(X_3, X_5)_{опт}$ = 11,8...12,35 %	
9,48	7,43	9,39	31,37	1,50	22,49	9,42	8,91	30,10	10,89	19,80	$\Sigma(X_3, X_5, X_8)_{опт}$ = 22,95...23,5	
9,17	7,57	9,00	32,16	3,28	21,70	8,11	9,01	28,38	12,28	21,29		
15,15	9,31	9,27	35,26	0,01	10,77	10,03	10,20	27,95	9,27	19,47		
7,07	7,72	9,05	38,18	0,01	20,88	9,11	8,00	26,80	9,05	17,05		
9,36	9,02	8,99	34,35	0,01	17,00	9,95	11,33	31,22	8,99	20,32		33,05
9,48	7,43	9,39	31,37	1,50	22,49	9,42	8,91	30,10	10,89	19,80	$X_{1опт}$ = 9,85...10,5	
9,17	7,57	9,00	32,16	3,28	21,70	8,11	9,01	28,38	12,28	21,29		
15,70	7,70	8,91	33,81	0,01	13,18	10,38	10,32	31,71	8,91	19,23		
9,48	7,43	9,39	31,37	1,50	22,49	9,42	8,91	30,10	10,89	19,80		
9,17	7,57	9,00	32,16	3,28	21,70	8,11	9,01	28,38	12,28	21,29	$X_{2опт}$ = 5,35...6	
7,07	7,72	9,05	38,18	0,01	20,88	9,11	8,00	26,80	9,05	17,05		
9,36	9,02	8,99	34,35	0,01	17,00	9,95	11,33	31,22	8,99	20,32		33,05
9,36	9,02	8,99	34,35	0,01	17,00	9,95	11,33	31,22	8,99	20,32		33,05
15,15	9,31	9,27	35,26	0,01	10,77	10,03	10,20	27,95	9,27	19,47	$X_{4опт}$ = 38,45	
7,07	7,72	9,05	38,18	0,01	20,88	9,11	8,00	26,80	9,05	17,05		
15,70	7,70	8,91	33,81	0,01	13,18	10,38	10,32	31,71	8,91	19,23	$X_{6опт}$ = 15,7	
9,36	9,02	8,99	34,35	0,01	17,00	9,95	11,33	31,22	8,99	20,32		33,05
9,17	7,57	9,00	32,16	3,28	21,70	8,11	9,01	28,38	12,28	21,29		
7,07	7,72	9,05	38,18	0,01	20,88	9,11	8,00	26,80	9,05	17,05	$X_{7опт}$ = 6,5	
9,48	7,43	9,39	31,37	1,50	22,49	9,42	8,91	30,10	10,89	19,80		
9,36	9,02	8,99	34,35	0,01	17,00	9,95	11,33	31,22	8,99	20,32		33,05

но подтверждено наличие зависимости между составом исходной шихты и распределением меди между штейновой и шлаковыми фазами при шахтной плавке.

Полученные уравнения регрессии предназначены для решения на современном уровне инженерных задач повседневного характера, в частности, составления шихты для шахтной плавки на предприятиях ОАО "Уралэлектромедь". Применение эмпирических уравнений регрессии создает предпосылки для оптимизации процесса шахтной плавки и повышения эффективности переработки медьсодержащего сырья.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Процессы** и аппараты цветной металлургии: учебник для вузов / С.С. Набойченко, Н.Г. Агеев, А.П. Дорошкевич, В.П. Жуков, Е.И. Елисеев, С.В. Карелов, А.Б. Лебедь, С.В. Мамяченков. Екатеринбург: ГОУ ВПО "УГТУ–УПИ", 2005. 700 с.

2. **Холоднов В.А., Дьяконов В.П., Иванова Е.Н., Кирьянова Л.С.** Математическое моделирование и оптимизация химико-технологических процессов: практическое руководство. СПб.: АНО НПО "Профессионал", 2003. С. 480.

3. **Холоднов В.А., Суханов М.Б., Волин Ю.М.** Решение обратной задачи химической кинетики очистки сточной воды от органической примеси // Теор. осн. хим. технол. 1999. Т. 33. № 4. С. 392–395.

4. **Вершинин С.В.** Методы компьютерной математики для нелинейных задач механики и математической физики. Екатеринбург: НИСО УрО РАН, 2002. С. 48.

Геннадий Иванович Мальцев, канд. хим. наук,
mgi@elem.ru;
Борис Константинович Радионов,
ст. науч. сотрудник;
Сергей Васильевич Вершинин,
канд. физ.-мат. наук

УДК 621.791

В.А. Бакшаев, П.А. Васильев, Л.К. Гордон,
Ю.А. Тодин, С.В. Васильев *(ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель")*

Технология сварки трением с перемешиванием в производстве алюминиевых полуприцепов

Описана доработка ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" станции сварки трением с перемешиванием производства компании ESAB, предназначенной для сварки обечаек из алюминиевых сплавов в условиях серийного производства. Проанализированы конструктивные решения, заложенные в основу станции. Представлены результаты опытных работ по сварке сплава АМг5М. Полученный опыт полезен разработчикам соответствующего оборудования.

The backup technologies developed on the premises of company for the ESAB friction stir welding station is described. It is designed for welding sidewalls made of aluminum alloys as part of serial production. The structural solutions of the station and contains results of experimental work with the alloy AlMg5Mn are presented. It might be of interest for designers of similar equipment.

Ключевые слова: машиностроение; полуприцеп; цистерна; сварка; алюминий.

Keywords: mechanical engineering; semitrailer; tank; welding; aluminium.

Основным направлением производственной деятельности ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" является производство автомобильных полуприцепов-цистерн, в том числе алюминиевых.

Главным сборочным узлом цистерны является цилиндрическая оболочка с приваренными днищами. Общая длина сварных швов оболочки велика, что вместе с определенными трудностями при выполнении стыковки обечаек существенно увеличивает трудоемкость в изготовлении цистерны. Для ее значительного уменьшения и исключения вредных условий работы сварщиков ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" была приобретена станция сварки трением с перемешиванием, изготовленная компанией ESAB (Швеция) по нашему техническому заданию и предназначенная для сварки оболочек алюминиевых цистерн.

Согласно техническому заданию станция сварки трением с перемешиванием (далее – станция) должна обеспечивать возможность сварки продольного шва длиной 2500 мм одиночных обечаек с последующей их стыковкой и выполнение кольцевых швов. Данные операции выполняются в различной конфигурации станции.

Конфигурация станции при выполнении продольного шва следующая (рис. 1): опора основная *1*, поворотная консоль *2*, опора вспомогательная *3*, платформа со сварочной головкой *4*, станина *5*. Опора основная установлена на плите *6*, на торцевой поверхности опоры установлен опорный подшипник с червячным редуктором *7* и электродвигателем *8*. Консоль крепится к опорному подшипнику станочными болтами.

При выполнении продольного шва на консоль устанавливается опорная балка *9* с прижимной балкой *10*, фиксируемой гидроцилиндрами *11*. Для компенсации горизонтальных сил при сварке свободный конец консоли фиксируется вспомогательной опорой,

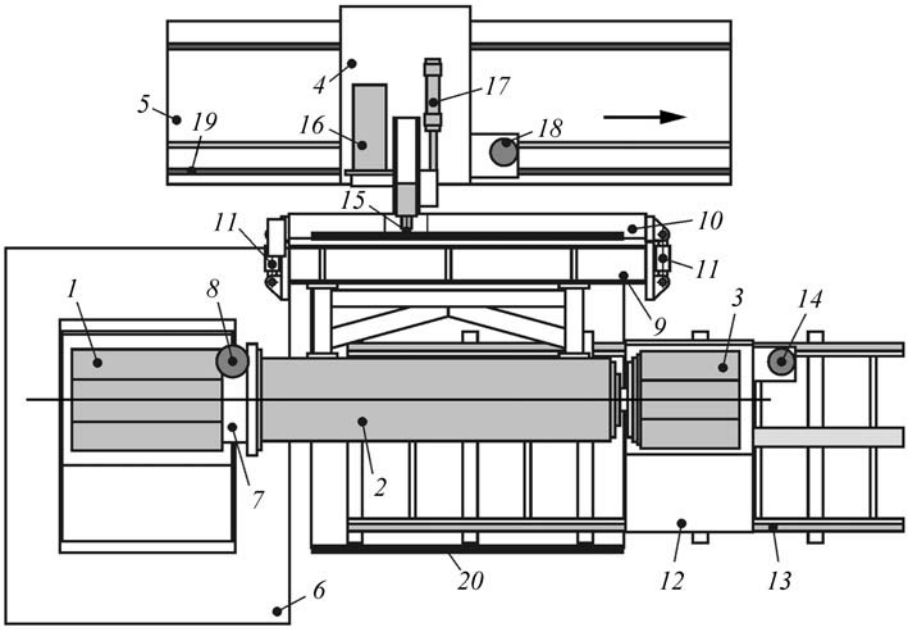


Рис. 1. Конфигурация станции сварки трением с перемешиванием при сварке продольного шва

установленной на подвижной платформе *12*, перемещаемой по направляющим *13* мотор-редуктором *14*.

На платформе *4* установлена сварочная головка с рабочим инструментом *15*, электродвигатель главного привода *16*, гидроцилиндр *17* перемещения шпинделя вдоль оси вращения, а также механизмы перемещения шпинделя в вертикальной плоскости и его вращения в горизонтальной плоскости. Также на платформе установлен мотор-редуктор *18*, осуществляющий ее перемещение вдоль направления сварки по направляющим *19*.

Для сварки продольного шва вспомогательная опора отводится в сторону, гидроцилиндры отпускают прижимную балку, что позволяет раскрыть замок с одной стороны, отвести ее в сторону и ввести в образовавшийся зазор заготовку обечайки. Далее выставляется нижняя кромка обечайки и фиксируется нижней половиной прижимной балки, после чего выставляется и фиксируется верхняя кромка.

Платформа со сварочной головкой выставляется в исходное состояние и процесс сварки осуществляется в автоматическом режиме. Рабочие параметры процесса: давление инструмента, частота вращения, угол наклона, скорость сварки определяются опытным путем.

При сварке кольцевого шва (рис. 2, 3, см. обложку) опорная балка демонтируется и на консоль *1* устанавливается ограничительное кольцо *20* со стороны опорного подшипника и опорное кольцо *2* на свободный конец. После установки на кольца привариваемой обечайки *3* и совмещения ее кромки с наращиваемой оболочкой опорное кольцо распирается гидроцилиндрами *4* и далее фиксируется замком *5* с гидравлическим приводом *6*. При этом оболочка автоцистерны лежит на транспортных тележках *15*, перемещаемых вручную по направляющим *16*. Компенсация горизонтальной силы на консоль со стороны инструмента *10* осуществляется треугольной стойкой *17* посредством роликов *18*. Положение роликов задается ручным вращением ходового винта *19*.

Обечайка на транспортных тележках подается до ограничительного кольца, затем также на тележках подается вторая обечайка до совмещения кромок, после чего включаются распорные гидроцилиндры и в образовавшийся зазор вводится замок. Далее включается вращение шпинделя и в автоматическом режиме рабочий инструмент внедряется в материал обечайки, после чего включается вращение консоли. По окончании процесса сваренная конструкция отводится по направляющим в сторону, на консоль устанавливается очередная обечайка, и операция сварки повторяется.

При проведении приемосдаточных работ на предприятии-изготовителе было установлено, что конструкторское решение станции предполагает большие затраты времени на переналадку при переходе от продольного шва к кольцевому и обратно, что неприемлемо в условиях серийного производства. По согласованию с компанией ESAB было принято решение доработать конструкцию станции силами ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" при выполнении монтажных работ.

Сущность доработки заключалась в организации двух независимых рабочих мест для сварки продольного и кольцевого швов (рис. 4, 5, см. обложку). Согласно первоначальному техническому решению к опорному подшипнику опоры *1* крепится поворотная консоль *2*, на которую далее устанавливаются опорное кольцо *3* и ограничительное кольцо *4*. К противоположной стороне опоры крепится вновь изготовленная неподвижная консоль *5*. Свободный конец консоли при выполнении продольного шва фиксируется также вновь изготовленной А-стойкой *6* посредством гидроцилиндра *7*. На консоль монтируются опорная балка *8* и прижимная балка *9*.

Дополнительно к первоначальной станине *10* была изготовлена станина *11*, стыкуемая с первой промежуточной платформой *12*. Удлиненные направляющие *13* позволяют перемещаться платформе со сварочной головкой *14* от позиции сварки кольцевого шва на позицию сварки продольного шва *15*.

Таким образом, была устранена необходимость переналадки станции, что позволило организовать непрерывный процесс изготовления оболочек цистерн. Обечайка *17* устанавливается на консоль *5*, выполняется сварка шва, затем обечайка снимается и устанавлива-

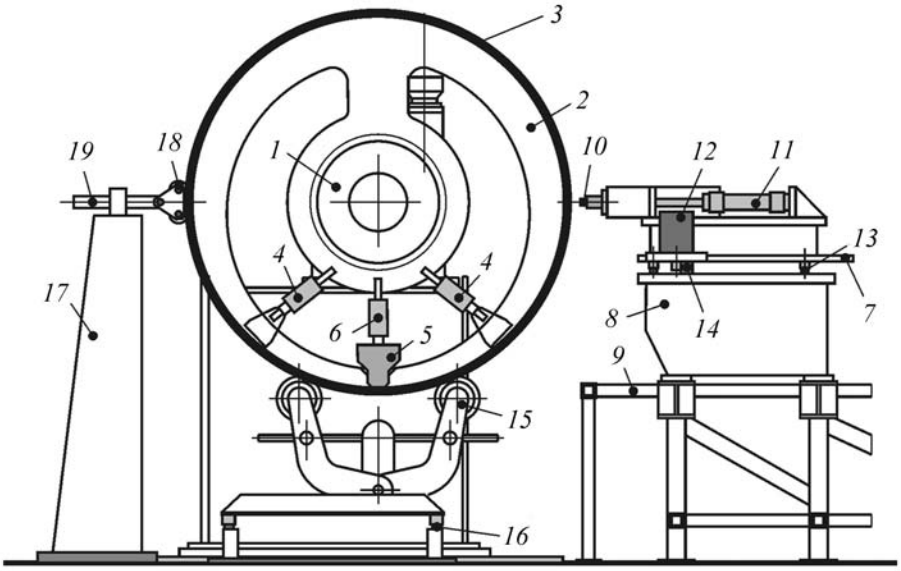


Рис. 2. Конфигурация станции сварки трением с перемешиванием при сварке кольцевого шва

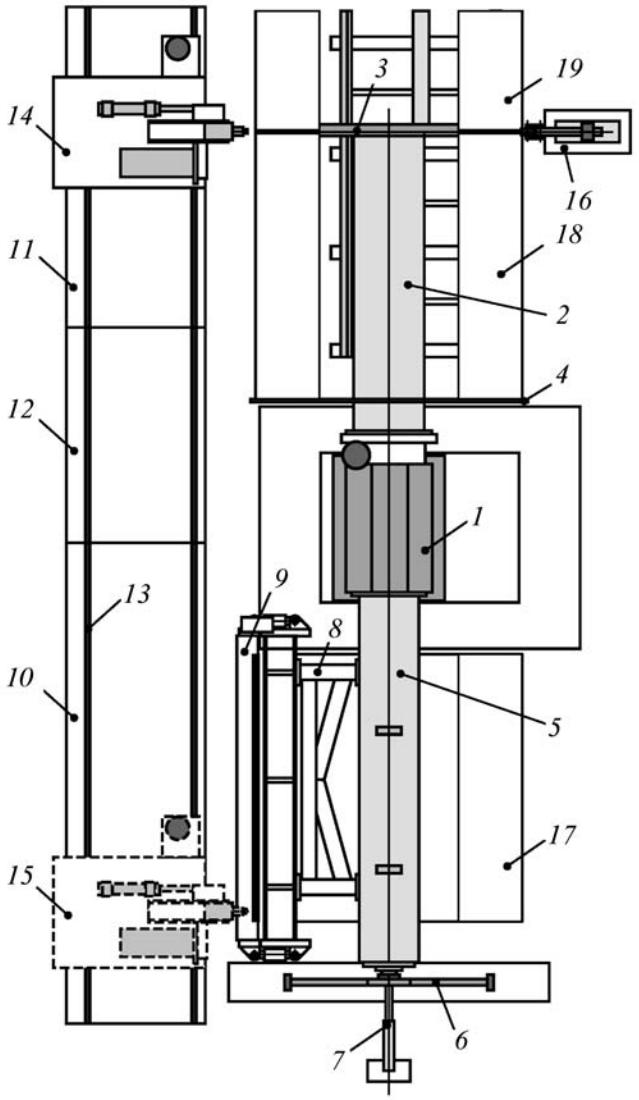


Рис. 4. Доработанный вариант станции сварки трением с перемешиванием

ется на консоль *2*, к ней пристыковывается ранее сваренная обечайка и выполняется операция сварки кольцевого шва. Непосредственный процесс сварки продольного шва занимает не более 5 мин, кольцевого шва – 15 мин и не лимитирует работу станции.

ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" были изготовлены дополнительные конструктивные элементы – консоль, А-стойка, дополнительная станина и постамент и осуществлена сборка станции в целом. Пусконаладочные работы проведены представителями компании ESAB, в процессе которых были выявлены существенные конструктивные недостатки.

При фиксации кромок оболочки для выполнения продольного шва не обеспечивается их равномерный прижим к опорной поверхности; стальные пластины, установленные на прижимной балке, не обладают достаточной механической прочностью и деформируются.

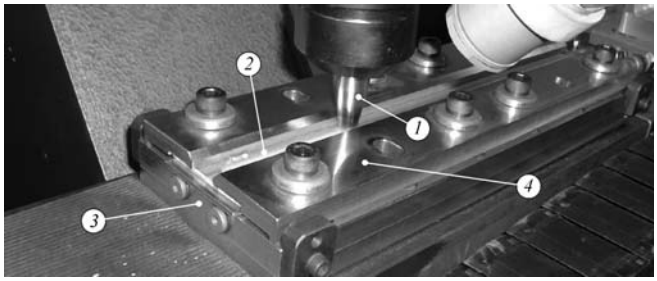


Рис. 6. Демонстрация компанией ESAB FSW-технологии на выставке "Сварка–2006" (г. Санкт-Петербург)

Кроме того, поскольку вектор силы гидроцилиндров и реакции опоры не лежат на одной прямой, происходит вращение верхней и нижней половинок прижимной балки относительно стыка, вследствие чего свариваемые кромки обечайки не лежат в одной плоскости, что отрицательно сказывается на качестве соединения.

Для устранения первого указанного недостатка ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" были вновь изготовлены прижимные пластины из углеродистой стали измененной геометрии.

При проведении опытных работ по отработке технологического режима сварки кольцевого шва были обнаружены непреодолимые конструктивные недостатки.

В процессе движения инструмента вдоль свариваемых кромок возникают значительные раздвигающие силы. При стандартной организации процесса (рис. 6) сварки трением с перемешиванием соединяемые кромки *2* прижимаются к подложке *3* соответствующими пластинами *4*, что позволяет компенсировать возникающие при прохождении инструмента *1* силы. Опорная поверхность подложки в силу специфичности процесса должна иметь малую шероховатость, что снижает коэффициент трения и требует значительной силы со стороны фиксирующих пластин.

В рассматриваемом случае (см. рис. 2) фиксация кромок оболочек *3* при сварке кольцевого шва осуществляется приложением силы со стороны подложки путем распирания опорного кольца *2* гидроцилиндрами *4*. Возникающая при этом сила не может обеспечить необходимой силы трения. Решить проблему "прихватками" не удается, поскольку требуемый шаг между ними оказывается не более 100 мм, что перечеркивает все преимущества данной технологии.

Второй существенный недостаток – смещение свободного конца консоли под действием давления инструмента (рис. 7), что приводит к "излому" оси свариваемой оболочки и раскрытию соединяемого стыка на противоположной стороне опорного кольца. Предложенное конструктивное решение компенсации смещения посредством треугольной стойки с установленными на ней парой роликов некорректно по причине несинхронности сил, прилагаемых со стороны инструмента и компенсирующих роликов.

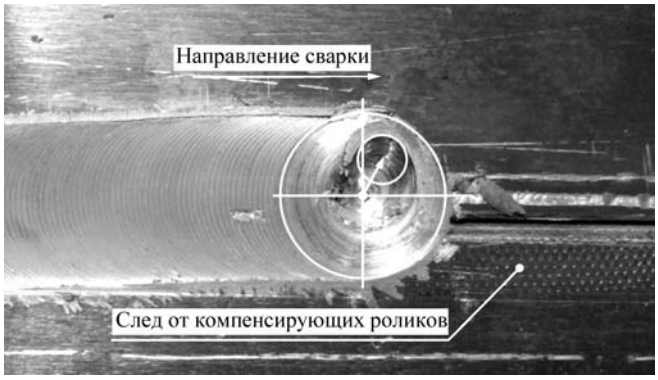


Рис. 7. Смещение центра инструмента при сварке кольцевого шва в момент выхода как результат смещения консоли при снятии нагрузки

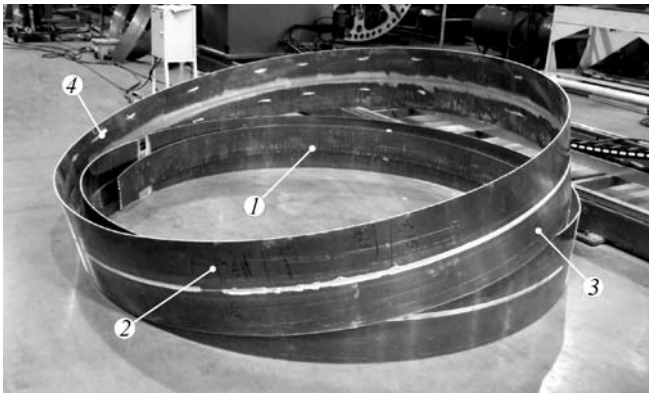


Рис. 8. Кольцевой шов, выполненный на подложке

При выполнении пусконаладочных работ было обнаружено проскальзывание опорного кольца относительно обечайки в процессе сварки, обусловленное, по-видимому, увеличением ее диаметра в плоскости кольца вследствие пластической деформации.

Частично удалось решить проблему раздвигания кромок обечаек (рис. 8) с помощью дополнительной

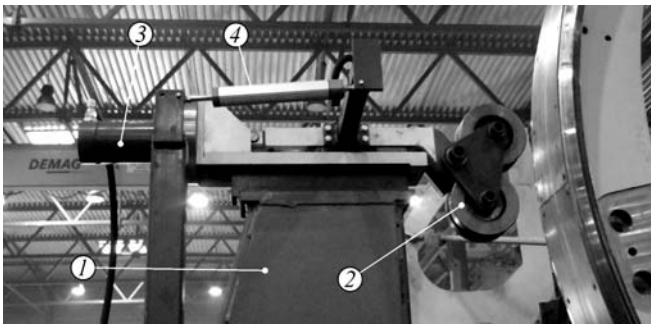
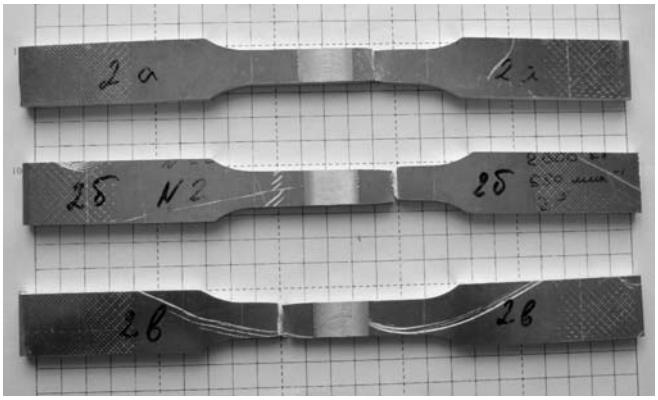


Рис. 9. Доработка компенсирующей стойки

подложки, изготовляемой из свариваемого материала. Подложка *1* устанавливается между опорным кольцом и соединяемыми обечайками *2*, *3* и фиксируется "прихватками" *4*. Раздвигание кромок отсутствует, кольцевой шов удается выполнить полностью, однако нарушаются требования по твердости и шероховатости подложки. По окончании сварки подложка должна быть удалена. Данный способ сварки оправдан в случае, когда подложка является конструктивным элементом изделия, при этом сварка объединяет обечайки и подложку в единое целое.

Рис. 10. Образец кольцевого шва, полученный двухступенчатым методом

По предложению ЗАО "Чебоксарское предприятие "Сеспель" компания ESAB доработала станцию



а)

б)

Рис. 11. Результаты испытаний на разрыв (*а*) и изгиб (*б*) сварных образцов из сплава АМг5М толщиной 5 мм. Среднее значение $\sigma_в$ = 301 Н/мм^2

(рис. 9) путем установки на компенсирующей стойке *1* с роликами *2* дополнительного гидроцилиндра *3* и датчика положения *4*. При этом происходит автоматическая компенсация смещения свободного конца поворотной консоли. Однако проблему раздвигания свариваемых кромок обечаек решить не удалось.

В качестве обходной технологии был опробован двухступенчатый процесс сварки: первоначально проводилась сварка малоразмерным инструментом с глубиной сварки 2 мм, затем при втором проходе – сварка на всю толщину листа – 5 мм (рис. 10). Очевидно, что при серийном производстве этот способ сварки неприемлем.

В ходе пусконаладочных работ были отработаны режимы сварки продольного шва алюминиевого листа из материала АМг5М толщиной 5 мм за один проход – односторонняя сварка и толщиной 10 мм за два прохода – двусторонняя сварка. На рис. 11 приведены результаты испытаний на разрыв и изгиб соответствующих образцов.

Таким образом, способ сварки трением с перемешиванием алюминиевых сплавов перспективен в условиях серийного производства, однако разработка соответствующего оборудования требует высокой квалификации исполнителей и понимания физики самого процесса.

Владимир Александрович Бакшаев, директор;
Пётр Анатольевич Васильев, начальник отдела автоматизации и механизации,
sespel-oma@yandex.ru;
Лев Кимович Гордон,
ведущий инженер-конструктор;
Юрий Алексеевич Тодин, инженер-технолог;
Сергей Викторович Васильев,
ведущий инженер-конструктор

СПРАВОЧНИК КОНСТРУКТОРА-МАШИНОСТРОИТЕЛЯ:

в 3-х томах. Продается в комплекте из 3-х томов

В.И. Анурьев. Под ред. **И.Н. Жестковой**

2816 с. ISBN 5-217-03342-8 **Цена 12100 р.**

Девятое издание (8-е изд. 2000 г.) переработано в соответствии с новыми стандартами и нормативно-технической документацией.

В первом томе приведены общетехнические сведения, справочные данные по конструкционным материалам, шероховатости поверхности, допускам и посадкам, предельным отклонениям формы и расположения поверхностей, конструктивным элементам деталей, крепежным изделиям, стандартизованным и нормализованным деталям и узлам, защитно-декоративным покрытиям металлов и пластмасс.

Дополнены и значительно расширены разделы: общетехнические сведения, конструкционные материалы, конструктивные элементы деталей и крепежные изделия. Увеличено количество зарубежных аналогов отечественных материалов.

Во втором томе приведены современные справочные сведения по расчету и конструкциям осей, валов, подшипников скольжения и качения, муфт, зубчатых, червячных, реечных, винтовых, цепных, плоско- и клиноременных передач, вариаторов, шарико-винтовых передач, храповых зацеплений и разъемных соединений: болтовых, шпоночных и шлицевых.

Значительно расширены справочные сведения по валам и осям, подшипникам, муфтам, ременным передачам, разъемным соединениям и т.д.

В третьем томе приведены справочные сведения по расчету и конструированию неразъемных соединений, пружин, уплотнительных устройств, трубопроводов и арматуры, смазочных, гидравлических и пневматических устройств. Рассмотрены смазочные материалы и системы, материалы труб и рукавов, редукторы, мотор-редукторы, электродвигатели.

Значительно расширены сведения по заклепочным соединениям, уплотнениям подвижных и неподвижных соединений, трубопроводам и арматуре, классам чистоты рабочих жидкостей, клеевым соединениям, редукторам и т.д.

Предназначен для инженеров и техников-конструкторов.

Приобрести книгу по цене издателя можно, прислав заявку в отдел продаж, маркетинга и рекламы:
по почте: 107076, г. Москва, Стромынский пер., 4; по факсу: (499) 269-48-97; по e-mail: realiz@mashin.ru
Дополнительную информацию можно получить по телефонам: (499) 269-66-00, 269-52-98 и на сайте WWW.MASHIN.RU

УДК 621.075

И.П. Медведев *(ОАО "КАМАЗ", г. Набережные Челны)*

Обеспечение точности крупных поковок, получаемых на ковочных прессах

Приведен анализ факторов, влияющих на точность крупногабаритных поковок. Показаны результаты экспериментальных исследований, выполненных на КГШП до 125 МН, подтвердившие правомерность предложенных зависимостей. Раскрыты пути снижения расхода материала и трудоемкости последующей механической обработки.

Analysis of factors influencing accuracy of heavy forgings is given. Results of experimental studies carried out on forging hot stamping press to 125 MN confirmed validity proposed dependences are considered. It is also shown ways to reduce material consumption and complexity of the following mechanical treatment.

Ключевые слова: толщина облоя; отклонение высоты поковки; штамповка с упорами; выбор силы пресса при штамповке.

Keywords: thickness of flash; deviation of forgings height; stamping with stops; choice of press force at stamping.

На точность размеров поковок влияют систематические и случайные факторы. Систематические погрешности в большей степени зависят от свойств системы "пресс–штамп–поковка", на них влияет также режим штамповки, в частности, температура заготовки, оснастки, элементов пресса, точность и параметры настройки, степень износа гравюр штампов и частей оборудования.

Жесткость системы проявляется в отклонении реального размера недоштамповки от расчетного, что может быть оценено величиной облойного мостика. Это вызывает высотную погрешность ΔH поковки. По [1]

$$\Delta H = \frac{\sum_{i=1}^{n} \frac{\partial P}{\partial X_i} \Delta X_i + C_1 \Delta L}{C_1 + C_H}, \qquad (1)$$

где $\frac{\partial P}{\partial X_i}$ – жесткость пресса в зависимости от состояния i-го параметра; H – толщина облоя; ΔX_i – погрешность i-го параметра (температуры заготовки, штампа, контактного трения, составляющих цикла штамповки, массы заготовки и др.); C_1 – вертикальная жесткость технологической системы "пресс–штамп"; ΔL – колебание расстояния между плоскостями облойного мостика (межштампового пространства); C_H – жесткость поковки.

Наибольшее отклонение будет наблюдаться при предельном изменении силы действия ползуна P по ходу его движения ΔP:

$$\Delta P = \frac{C_1 \left(\sum_{i=1}^{n} \frac{\partial P}{\partial X_i} \Delta X_i + C_H \Delta L \right)}{C_1 + C_H}, \qquad (2)$$

где $C_H = -\frac{\partial P}{\partial H}$ – жесткость облоя (изменение толщины облоя при изменении силы P).

Величины C_1, C_H находят экспериментально измерением закрытой высоты (B_1, B_2) штампового пространства в зависимости от приложенной силы (соответственно P_1, P_2):

$$C_1 = \frac{P_2 - P_1}{(H_2 - H_1) - (B_2 - B_1)}; \qquad (3)$$

$$C_H = \frac{P_2 - P_1}{(H_2 - H_1)} = C_1 \left(\frac{\Delta B}{\Delta H} - 1 \right). \qquad (4)$$

Экспериментальные исследования, выполненные для балки грузового автомобиля, показали, что толщина облоя H_1 при силе P_1 = 95,5 МН составляет 10,3 мм; при P_2 = 71,2 МН – H_2 = 11,9 мм.

В таблице приведены отклонения экспериментальных значений от расчетных для технологических параметров и их влияние на жесткость системы.

Влияние погрешностей расчета на изменение жесткости системы

Параметр	Расчетное значение	Отклонение от расчетного значения	Величина $\frac{\partial P}{\partial X_i}$
Температура заготовки, К	1320	±100	–0,065 МН/К
Температура штампа, К	600	±75	–0,002 МН/К
Контактное трение	0,55	±0,15	26,8 МН
Частота вращения, 1/с	5,5	±1,05	0,836 МН·с
Пауза между осадкой и окончательной штамповкой, с	9	±4	0,17 МН·с
Толщина облоя, мм	5,5	±1,5	–3,78 МН/мм
Высота заготовки, мм	196	±6	–0,006 МН/мм

Из таблицы видно, что наибольшее влияние на оценку жесткости системы оказывают отклонения по толщине облоя и контактного трения, которое по данным [2] зависит от малопрогнозируемых параметров СОЖ (изменение состава, свойств, подачи и др.). Температурные параметры изменяются в пределах ±25 К, но они успешно контролируются и поддаются корректировке.

На базе компьютерного моделирования и экспериментальных исследований установлена закономерность изменения толщины облоя и межштампового расстояния от времени работы пресса (рис. 1). За время работы изготовлено 1500 крупных поковок, имеющих допуск по высоте 2 мм.

По закономерности, приведенной на рис. 1, можно определить период переналадки системы для получения требуемой точности поковки.

Если принять закон рассеивания толщины облоя близким к нормальному, то при изменении параметров в пределах, указанных в таблице, погрешность ΔH = 1,86 мм, что показывает возможность работы пресса без подналадки в течение не менее половины рабочей смены.

При необходимости подналадки изменяют закрытую высоту штампового пространства ΔB по зависимости

$$\Delta B = \frac{\frac{\partial P}{\partial T}\Delta T}{C_1} - \Delta L, \qquad (5)$$

где T – температура; ΔT – изменение температуры; ΔL – изменение межштампового расстояния, необходимое для устранения погрешности облоя.

Повышение вертикальной жесткости пресса изменяет погрешность поковки в пределах 5 %, т.е. укладывается в поле рассеивания случайных факторов измерений [3]. Учитывая высокие материальные затраты на увеличение жесткости, следует признать, что с позиций повышения точности такой путь не перспективен.

Как показано в [1], наиболее значительное влияние на погрешность поковок оказывает качество подготовки поверхности (удаление окалины) и стабильность подачи смазки.

Отсутствие смазки для деталей типа фланцев вызывает погрешность (относительно штамповки со смазкой) более ±0,37 мм, что требует повышенного расхода материала и ограничивает возможность проектирования участков деталей, не требующих механической обработки.

С увеличением температуры материала поковки сопротивление формообразованию снижается, что эквивалентно увеличению жесткости системы "пресс–штамп". Однако для получения качественной поковки приходится ограничивать предел нагрева материала.

На жесткость поковки влияет толщина облоя и перемычек облойного мостика. Установлено, что все мероприятия по повышению жесткости заготовки увеличивают нагрузку на штамп и пресс, что снижает ресурс работы оборудования. Эксперименты показали, что для ряда поковок (типа крупных стальных фланцев) увеличение жесткости облоя C_H позволяет снизить погрешность заготовки до 6,5 %.

Температурные колебания штампуемых материалов, как правило, составляют около 10 %.

Даже при разбросе температуры ±100 К погрешность фланцев ±1,2 мм.

Опыт ОАО "КАМАЗ", полученный при отработке режимов на прессах ОАО "Тяжмехпресс", показал, что колебания температур на выходе из индуктора составляют для углеродистых сталей ±50 К, легированных сталей ±40 К (КГШП 25 МН в составе автоматизированной линии), для автоматизированной линии с более мощным КГШП (40 МН) удается снизить разброс температур до ±25 К.

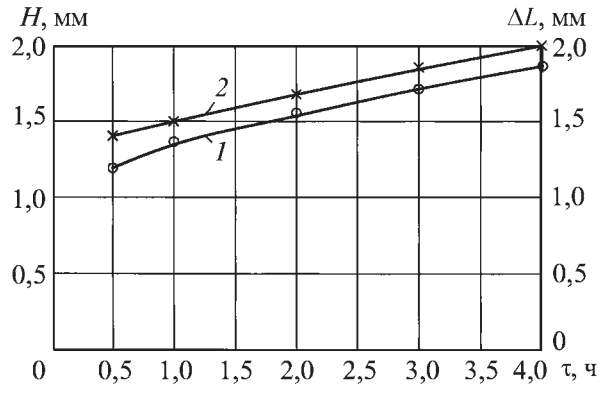


Рис. 1. Изменение толщины облоя *H* (*1*) и межштампового расстояния Δ*L* (*2*) за период τ работы пресса

Превышение предельной температуры нагрева вызывает брак по составу материала, снижение – увеличивает припуски под последующую обработку, снижает точность заготовок, повышает износ оборудования.

Температура нагрева зависит от постоянных внешних факторов (например, пауз между переходами), поэтому погрешность от ее воздействия можно снизить путем подналадки закрытой высоты штампа, что предусмотрено в системе "пресс–штамп".

На величину нагрева влияет остаточная теплота от предшествующих нагретых заготовок. Измерения, выполненные на КГШП 40 МН при изготовлении фланцев с темпом выпуска 8 шт./мин, показали, что за 4 ч работы в автоматическом режиме температура вставок штампа возросла в 2,25 раза и достигла 720 К. При этом по [3] изменение межштампового расстояния ΔL составит

$$\Delta L = -2\alpha A T_{\text{р}} \frac{\tau}{\tau_{\text{р}}}, \qquad (6)$$

где α – коэффициент линейного расширения материала; A – коэффициент температуропроводности; $T_{\text{р}}$, $\tau_{\text{р}}$ – расчетная температура вставок и расчетное время нагрева соответственно; τ – текущее время с учетом периода подогрева вставок.

Эксперименты показали, что при $T_{\text{р}} = 720$ К после $\tau = 4$ ч длина вставок увеличилась на 2,4 мм, а межштамповое пространство увеличилось на 4,8 мм. Таким образом, при наладке пресса можно уменьшить межштамповое пространство на 2,4 мм.

Тогда погрешность по высоте поковки можно рассчитать по формуле

$$\Delta H = \frac{C_1}{C_1 + C_H} \Delta L_H, \qquad (7)$$

где ΔL_H – отклонение межштампового пространства.

Для фланцев это позволило снизить погрешность до 1,6 мм.

Время подналадки $\tau_{\text{п}}$ можно рассчитать через длительность непрерывной работы пресса при штамповке. Для этого используют эмпирическую зависимость

$$\tau_{\text{п}} = f(\Delta L_H,\ \Delta T_0), \qquad (8)$$

где

$$\Delta L_H = \frac{P_i - P_0}{C_1}(H_i - H_0), \qquad (9)$$

ΔT_0 – температура начала штамповки (принято считать $\Delta T_0 = 0$); H_0 – высота при $\tau = 0$; H_i, P_i – параметры при времени выпуска изделий τ_i (период работы от начала эксперимента).

В [3, 4] показано, что стабилизация размеров поковок возможна с помощью жестких упоров. Погрешность поковок по высоте крупногабаритных заготовок составит

$$\Delta H = \frac{\sum_{i=1}^{n} \frac{\partial P}{\partial X_i} \Delta X_i + \frac{C_1}{\alpha}[\beta(\Delta B - \Delta\mu) + \gamma \Delta Y - \Delta l_{\text{в}}]}{\frac{C_1}{\alpha} + C_H}, \qquad (10)$$

где ΔB, ΔY, $\Delta l_{\text{в}}$ – изменения закрытой высоты штампового пространства (штамповых плит, величины упоров и вставок соответственно); α, β, γ – коэффициенты (для стали: $\alpha = 0{,}435$; $\beta = 0{,}221$; $\gamma = 0{,}779$); $\Delta\mu$ – смещение частей штампа от контактного трения.

При стабильных значениях размеров упоров, вставок и других элементов формула (10) примет вид

$$\Delta H = \frac{\frac{\partial P}{\partial T} \Delta T}{\frac{C_1}{\alpha} + C_H}. \qquad (11)$$

По расчетам, выполненным при $\Delta T = 100$ К по (11) для стального фланца, предельная погрешность составляет 0,32 мм, что в 1,84 раза ниже, чем при работе без упоров, хотя при этом сила на ползуне несколько возрастает (на 5...10 %). Установка упоров снижает требования к жесткости системы "пресс–штамп" в 2,3 раза, что позволяет уменьшить металлоемкость оборудования без ухудшения его эксплуатационных характеристик.

На рис. 2 показано изменение толщины облоя ΔH, вызванное колебанием силы пресса на ползуне $P_{\text{п}}$ (для пресса силой 32 МН). Жесткость ползуна $C_{\text{п}} = 11$ МН/мм.

Анализ рис. 2 показал, что при увеличении $P_{\text{п}}$ на 20 % толщина облоя при работе без упоров (1) снижается до расчетного значения, а при снижении силы $P_{\text{п}}$ будет изменяться в пределах 0,85 мм. Установка упоров (см. рис. 2, кривая *2*) позволяет уменьшить по-

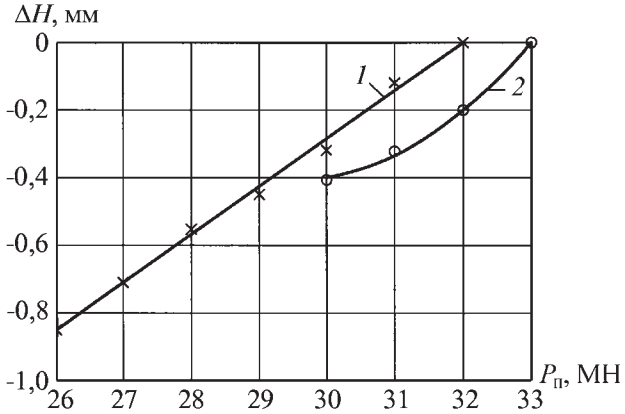


Рис. 2. Отклонение толщины облоя ΔH от силы пресса на ползуне $P_{\text{п}}$:
1 – штамповка без упоров; *2* – штамповка с упорами

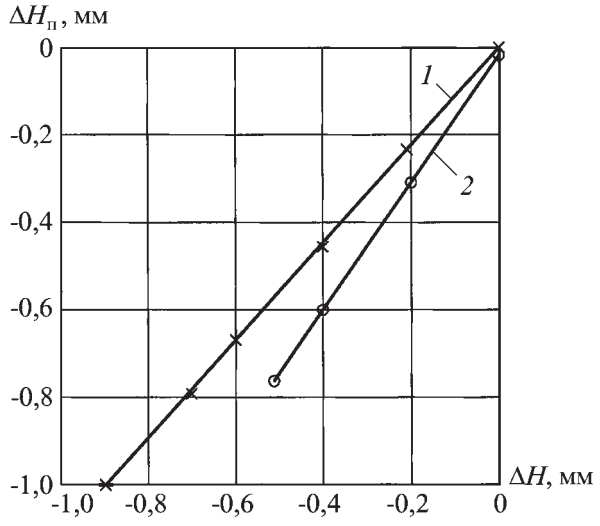


Рис. 3. Отклонение высоты поковки $\Delta H_п$ в центре заготовки от изменения толщины облоя относительно начального (настроечного) значения ΔH:
1 – штамповка без упоров; *2* – штамповка с упорами

грешность за счет сокращения разброса ΔH при изменении $P_п$ до 10 %. В этом случае ΔH не превышает 0,4 мм.

Погрешность поковки $\Delta H_п$, измеренная в ее центральной части, зависит от толщины облоя (рис. 3). Погрешность $\Delta H_п$ практически линейно снижается пропорционально величине ΔH (см. рис. 3), зависящей от $P_п$ (см. рис. 2).

Из рис. 3 следует, что погрешность поковки при работе с упорами снижается на 24 %. Это показывает эффективность применения упоров для получения

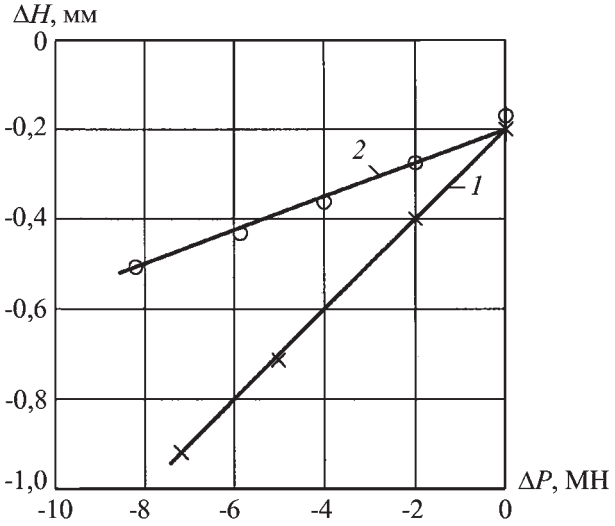


Рис. 4. Отклонение толщины облоя ΔH при изменении силы штамповки ΔP:
1 – штамповка без упоров; *2* – штамповка с упорами

точных крупногабаритных поковок, что отмечено в работах [2, 3].

В [3] показано влияние силы пресса ΔP на изменение толщины облоя ΔH, вызывающей погрешность заготовки (см. рис. 3). Эта зависимость приведена на рис. 4.

Из рис. 4 видно, что снижение силы пресса на 25 % при работе без упоров вызывает изменение толщины облоя в 4 раза и только в 2,5 раза при штамповке с упорами.

Следовательно, упоры позволяют компенсировать большинство погрешностей, вызванных нестабильностью технологических режимов, износом оборудования, погрешностями наладки.

При таком варианте получения поковки можно снизить погрешность даже крупногабаритных заготовок до 2–2,5 раз и сократить объем дорогостоящей последующей механической обработки получением требуемой точности несиловых участков деталей на стадии изготовления заготовки.

При получении крупных поковок на тяжелых КГШП детали оснастки, в частности, гравюры штампов, подвергаются большим силовым воздействиям.

На рис. 5 приведены экспериментальные данные для оценки перекосов, прогибов гравюр при штамповке балок передней оси грузовых автомобилей длиной 1860 мм, получаемых на КГШП 125 МН.

На окончательной штамповке сила пресса составляет 71...95 МН.

При поле допуска (см. рис. 5) на высоту облоя 3,5 мм перекос штамповых плит (кривая *1*) снижает минимальную высоту облоя от 12,3 до 10,8 мм, т.е. вызывает рассеивание размеров не более 1,5 мм (от –0,6 до +0,9 мм), что укладывается в поле допуска детали

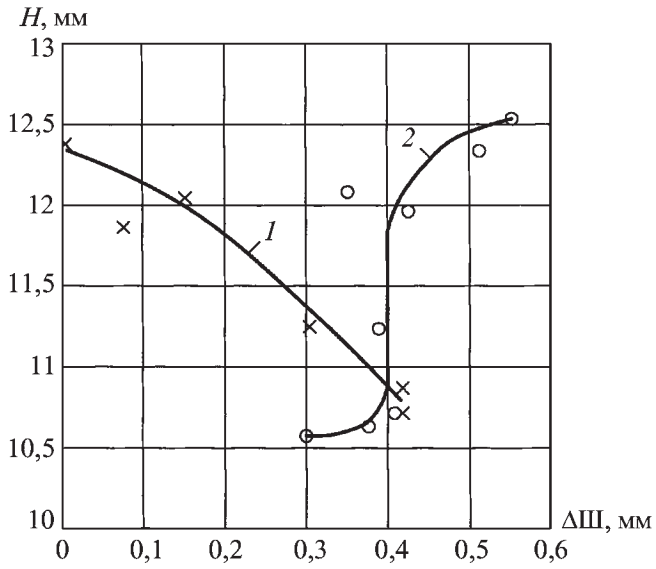


Рис. 5. Зависимость толщины облоя *H* от перекоса (*1*) и прогиба (*2*) гравюр штампа ΔШ

(длиной 1860 мм). Период испытаний составил около 8 лет в условиях крупносерийного производства.

Значительно большую погрешность вносит прогиб плит (см. рис. 5, кривая *2*), что можно объяснить перераспределением векторов сил при штамповке. Но и здесь погрешность не превышает 17 % допуска на высоту поковки (±0,3...0,35 мм).

Статистика показывает, что при штамповке симметричных заготовок прогибы будут значительно меньше [4], следовательно, точность поковок будет возрастать и допуски на заготовки могут быть снижены до 2...2,5 мм [2, 4].

Выводы

1. Обоснованный выбор силы пресса позволяет снизить недоштамповку и погрешность поковок, что открывает возможность уменьшить трудоемкость изготовления крупногабаритных деталей в результате снижения припусков на последующую обработку, а в некоторых случаях исключить окончательные операции на формообразование участков деталей, имеющих после заготовительного этапа погрешность в пределах допуска на деталь.

2. КГШП необходимо выбирать с учетом параметров жесткости системы "пресс–штамп–поковка". Это позволяет обосновать требуемые точностные показатели, устранить излишний расход материала, снизить себестоимость поковки и детали.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Крук А.Т., Дибнер Ю.А.** Экспертная оценка силы штамповки поковок коленчатых валов // Совершенствование процессов и оборудования обработки давлением в металлургии и машиностроении: сб. науч. тр. Краматорск: ДГМА, 2004. С. 25–30.

2. **Крук А.Т., Дибнер Ю.А.** Экспертный анализ существующих и прогнозируемых параметров тяжелых КГШП // Кузнечно-штамповочное производство. Обработка материалов давлением. 2000. № 5. С. 7–11.

3. **Крук А.Т.** Проектирование и производство тяжелых кривошипных горячештамповочных прессов. Воронеж: ВГУ, 2003. 182 с.

4. **Семендий В.И., Акаро И.Л., Волосов Н.Н.** Прогрессивные технология, оборудование и автоматизация кузнечно-штамповочного производства КАМАЗа. М.: Машиностроение, 1989. 304 с.

Игорь Петрович Медведев,
председатель комитета по развитию производственной системы КАМАЗ,
medvedev@kamaz.org

УДК 621.923

Э.А. Назарян, М.А. Кахризи *(Ереванский государственный университет)*

Формоизменение кольцевого диска

Проведен анализ формоизменения кольцевого диска постоянной толщины в случае больших пластических деформаций с учетом взаимосвязанного изменения эффективной деформации и деформационного упрочнения. Получены аналитические зависимости, характеризующие относительный размер пластической области. Установлена взаимосвязь между исходной и конечной формой изделия при максимально возможном внутреннем давлении.

The analysis of forming ring disk of constant thickness in conditions of large plastic deformations taking into account the interconnected change of effective strain and deformation hardening is carried out. The analytical dependences characterizing the relative size of plastic area are obtained. The interrelation between the initial and final form of product is established at maximum possible internal pressure.

Ключевые слова: механика формоизменения; листовой металл; деформация; напряжение.

Keywords: mechanics of forming; sheet metal; strain; stress.

Введение. При разработке прикладных и технологических проблем осесимметричного формоизменения металлов применяют результаты решения задач по определению напряженно-деформированного состояния кольцевого диска и толстостенной трубы при больших пластических деформациях. К таким проблемам относятся определение конечной формы и размеров изделия и механических свойств материала, измененных вследствие деформирования при заданной величине и закономерности изменения внешней нагрузки.

Существующие методы анализа подобных задач основаны на схематизации процесса формоизменения, при которой проблему сводят к приданию уравнениям, характеризующим пластическое состояние, удобной для математических выкладок формы для получения замкнутых аналитических решений. Для этого рассматривают статически определимые задачи,

вследствие чего становится возможным определение напряжений без рассмотрения уравнений связи между напряжениями и деформациями (скоростями деформаций).

Современное состояние анализа осесимметричных задач основано на работах А. Надаи (Пластичность и разрушение твердых тел. Т. 2. М.: Мир, 1969. 863 с.), Н.Н. Малинина (Прикладная теория пластичности и ползучести. М.: Машиностроение, 1975. 400 с.), Е.П. Унксова и др. [1], в которых рассмотрено пластическое состояние толстостенной трубы бесконечной длины под действием равномерного внутреннего давления. В этих работах приняты допущения, согласно которым поперечные сечения трубы при формоизменении остаются плоскими, на основе чего становится возможным определение напряжений из совместного решения уравнения равновесия и условия пластичности для плосконапряженного, либо для плоскодеформированного состояний.

Из полученных решений следует, что при максимальном значении внутреннего давления относительный диаметр трубы, находящейся в пластическом состоянии, в первом случае стремится к 2,963, а во втором – к 2,72. Фактически в обоих случаях решается плоская задача в полярных координатах при разных формах записи условия пластичности.

Полученные результаты противоречивы в связи с трудностями предположения, что при одинаковом значении внутреннего давления отсутствие осевой сжимающей нагрузки способствует увеличению относительного размера пластической области. Кроме того, по этим решениям трудно установить взаимосвязь между координатами рассматриваемых элементов в исходном и деформированном состояниях, поэтому определение конечной формы и размеров изделия становится неразрешимой задачей.

В другом классе работ (Л.М. Качанов. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969. 420 с.; В.В. Соколовский. Теория пластичности. М.: Высшая школа, 1969. 608 с.; R. Hill [2]) рассмотрено упругопластическое состояние тонких пластин с круговым вырезом под действием внутреннего давления. В частности, в работе Л.М. Качанова показано, что в предельном состоянии на внутреннем контуре пластины радиальные и окружные напряжения, соответственно, достигают $\sigma_\rho = -2\sigma_s/\sqrt{3}$, $\sigma_\theta = -\sigma_s/\sqrt{3}$ (σ_s – напряжение текучести), и на основе уравнений связи напряжений и приращений деформаций сделан вывод, что скорость (приращение) осевой деформации $d\varepsilon_z \to \infty$, а относительный радиус пластической области стремится к 1,75 при условии текучести Мизеса, и к 1,65 при условии текучести Треска-Сен-Венана.

В работах В.В. Соколовского, R. Hill [2] сделана попытка получения более реального результата для осевой компоненты деформаций. Показано, что для максимального значения внутреннего давления относительная толщина внутреннего контура стремится к 3,61. Нереальность полученных результатов, по мнению авторов статьи, обусловлена условностью схематизации процесса формоизменения.

Если в первом направлении работ противоречивость полученных результатов связана с рассмотрением плоского напряженного состояния на основе гипотезы плоских сечений, то во втором случае нереальность результатов обусловлена ошибочностью предположений, связанных с механикой формоизменения.

Поэтому математическая корректная постановка задач формоизменения кольцевого диска постоянной толщины из материала с определенными механическими свойствами в условиях больших пластических деформаций является целесообразной и актуальной.

В статье рассмотрено формоизменение в предельном состоянии с учетом взаимосвязанного изменения осевой компоненты деформаций и деформационного упрочнения и ставятся следующие задачи:

– определение наибольшего относительного диаметра диска, находящегося в пластическом состоянии;

– установление взаимосвязи между конечной и исходной формами и размерами изделия.

Постановка задачи и исходные уравнения. Рассмотрим кольцевой диск толщиной H_0, внутренний радиус которого r_0, а наружный – R_0, нагруженный внутренним давлением p. Определим напряженно-деформированное состояние диска, не накладывая ограничений на величины деформаций. В отличие от известных работ предположим, что диск состоит из множества кольцевых пластин размеров $2r_0$, $2R_0$ и толщиной h_0, которые могут свободно деформироваться в радиальном и осевом направлениях при сохранении сплошности материала и отсутствии силового взаимодействия между пластинами. Очевидно, что такая модель наиболее реально отображает состояние диска под действием внутреннего давления и отсутствии осевой сжимающей силы.

Примем цилиндрическую систему координат ρ, θ, z, плоскость $z = 0$ которой является средней плоскостью пластин, а ось z направлена перпендикулярно этой плоскости. Пластины нагружены внешними силами, параллельными средней плоскости, а характерный размер пластин $h_0/(R_0 - r_0) << 1$. В таких условиях радиальное, осевое и окружное направления будут главными направлениями напряжений и деформаций, а напряженное состояние, реализующееся в таких условиях, характеризуют как обобщенное плоское напряженное состояние.

Таким образом, проблема деформирования кольцевого диска сводится к анализу формоизменения множества тонкостенных кольцевых пластин, деформирующихся в условиях плоского напряженного состояния под действием внутреннего давления.

Для решения поставленных задач рассмотрим исходные уравнения, характеризующие пластическое состояние.

Критерий текучести Мизеса

$$\sigma_s = \left\{\frac{1}{2}[(\sigma_\rho - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_\rho)^2]\right\}^{1/2}, \quad (1)$$

где σ_ρ, σ_θ, σ_z – главные напряжения в радиальном, окружном и осевом направлениях.

Эквивалентная деформация

$$\varepsilon_i = \left\{\frac{2}{9}[(\varepsilon_\rho - \varepsilon_\theta)^2 + (\varepsilon_\theta - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_\rho)^2]\right\}^{1/2}, \quad (2)$$

где ε_ρ, ε_θ и ε_z – главные деформации в тех же направлениях.

Условие постоянства объема

$$\varepsilon_\rho + \varepsilon_\theta + \varepsilon_z = 0. \quad (3)$$

Соотношение между напряжениями и приращениями деформаций

$$\frac{d\varepsilon_\rho - d\varepsilon_\theta}{\sigma_\rho - \sigma_\theta} = \frac{d\varepsilon_\theta - d\varepsilon_z}{\sigma_\theta - \sigma_z} = \frac{d\varepsilon_z - d\varepsilon_\rho}{\sigma_z - \sigma_\rho} = \frac{3}{2}\frac{d\varepsilon_i}{\sigma_s}, \quad (4)$$

где $d\varepsilon_i$ – интенсивность приращения деформаций, определяемая соотношением

$$d\varepsilon_i = \left\{\frac{2}{9}[(d\varepsilon_\rho - d\varepsilon_\theta)^2 + (d\varepsilon_\theta - d\varepsilon_z)^2 + (d\varepsilon_z - d\varepsilon_\rho)^2]\right\}^{1/2}. \quad (5)$$

Зависимость между напряжением текучести (1) и эквивалентной деформацией (2), представленная в виде степенной функции [3]

$$\sigma_s = A\varepsilon_i^n, \quad (6)$$

где A, n – параметры деформационного упрочнения, зависящие от механических свойств деформируемого материала.

Уравнение равновесия элемента осесимметрично нагруженной кольцевой пластины с учетом наличия осевой деформации (по данным Е.А. Попова. Основы теории листовой штамповки. М.: Машиностроение, 1977. 278 с.)

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \sigma_\rho\left(1 + \frac{\rho dh}{h d\rho}\right) - \sigma_\theta = 0. \quad (7)$$

Приращения деформаций в окружном $d\varepsilon_\theta$ и осевом $d\varepsilon_z$ направлениях связаны с приращением радиуса $d\rho$ и осевого смещения dh соотношениями

$$d\varepsilon_\theta = \frac{d\rho}{\rho}, \; d\varepsilon_z = \frac{dh}{h}. \quad (8)$$

При плосконапряженном состоянии ($\sigma_z = 0$) из (4) следуют зависимости

$$d\varepsilon_\rho = \frac{2\sigma_\rho - \sigma_\theta}{2\sigma_\theta - \sigma_\rho}d\varepsilon_\theta; \quad d\varepsilon_z = \frac{2\sigma_\rho + \sigma_\theta}{\sigma_\rho - 2\sigma_\theta}d\varepsilon_\theta. \quad (9)$$

С учетом (8) и (9) уравнение равновесия (7) принимает вид

$$\rho\frac{d\sigma_\rho}{d\rho} + \frac{\sigma_\rho^2 - \sigma_\rho\sigma_\theta + \sigma_\theta^2}{2\sigma_\rho - 2\sigma_\theta} = 0. \quad (10)$$

Интегрирование (10) совместно с (1) возможно лишь для идеально жесткопластической модели деформируемого материала, поэтому решение поставленных задач прямым методом становится невозможным.

Формоизменение тонких кольцевых пластин. В работах [4, 5] показано, что представляя компоненты приращения деформаций в тригонометрической форме на девиаторной плоскости (π-плоскости) цилиндра пластичности, удовлетворяющие соотношению (5) и условию постоянства объема в дифференциальной форме ($d\varepsilon_\rho + d\varepsilon_\theta + d\varepsilon_z = 0$),

$$d\varepsilon_\rho = d\varepsilon_i\cos\varphi, \; d\varepsilon_\theta = d\varepsilon_i\cos\left(\varphi + \frac{2}{3}\pi\right), \quad d\varepsilon_z = d\varepsilon_i\cos\left(\varphi + \frac{4}{3}\pi\right), \quad (11)$$

по зависимостям (9) легко получить выражения для напряжений

$$\sigma_\rho = \sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\cos(\varphi + \pi/6), \; \sigma_\theta = -\sigma_s\frac{2}{\sqrt{3}}\sin\varphi, \quad (12)$$

удовлетворяющие критерию текучести Мизеса при плосконапряженном состоянии ($\sigma_z = 0$). В зависимостях (11) и (12) параметр φ характеризует вид деформированного состояния и меняется в пределах $0 \le \varphi \le 2\pi$ [4, 5].

С учетом (8), (11) и (12) уравнение равновесия (10) можно представить на девиаторной плоскости (π-плоскости) в достаточно простой форме [5]:

$$d\sigma_\rho = \sigma_s\, d\varepsilon_i. \quad (13)$$

Таким образом, система уравнений (1)–(7) приводится к виду, устанавливающему дифференциальную пропорциональную зависимость между радиальной компонентой напряжения и эквивалентной деформацией. В (13) коэффициентом пропорциональности является напряжение текучести материала, зависящее от реологической модели деформируемого материала.

При степенной зависимости напряжения текучести от эквивалентной деформации (6) уравнение (13) с учетом (12) легко интегрируется и приводится к виду

$$\varepsilon_i^{n+1} - \varepsilon_0^{n+1} = (1+n)\varepsilon_i^n\frac{2}{\sqrt{3}}\cos(\varphi + \pi/6), \quad (14)$$

где ε_0 – эквивалентная деформация краевого элемента.

Пределы изменения параметра φ в рассматриваемой задаче устанавливаются в зависимости от приложенной нагрузки. При небольшом значении внутреннего давления кольцевые пластины находятся в упругом состоянии и напряжения определяются из известного решения упругой задачи.

С увеличением внутреннего давления до начального критического значения $\sigma_s/\sqrt{3}$ на внутреннем контуре появляются первые пластические деформации, при этом выполняется равенство $|\sigma_\rho| = |\sigma_\theta| = \sigma_s/\sqrt{3}$. По мере возрастания давления пластические деформации распространяются в направлении к наружному контуру и при максимальном внутреннем давлении относительный диаметр диска, охваченного пластическими деформациями, достигает наибольшего значения.

В указанном диапазоне изменения параметра φ вектор-функция $\bar{\varepsilon}$, модуль которой численно равен эквивалентной деформации (2) [4, 5], становится перпендикулярной к координатным осям ε_θ и ε_z, вследствие чего приращение и компоненты деформаций по этим осям становятся равными нулю.

Из зависимостей (12) следует, что несущая способность пластин исчерпывается, когда радиальные сжимающие напряжения на внутреннем контуре по абсолютной величине достигают $2\sigma_s/\sqrt{3}$, при которой $\varphi = 5\pi/6$. На границе упругопластической области осевая компонента деформаций становится равной нулю, таким образом, на этой границе выполняется условие $|\sigma_\rho| = |\sigma_\theta| = \sigma_s/\sqrt{3}$. Следовательно, все виды деформаций, которые могут реализоваться в предельном состоянии, располагаются на девиаторной плоскости в виде сектора с центральным углом $\varphi = \pi/3$.

Если параметр φ совпадает с отрицательным направлением оси ε_ρ, то ε_ρ – деформация сжатия в радиальном направлении, а ε_θ и ε_z – деформации растяжения, численно равные $\varepsilon_\rho/2$. Если параметр φ совпадает с направлением $5\pi/6$, то $\varepsilon_\theta = 0$, а ε_ρ и ε_z равны по величине и противоположны по знаку, т.е. происходит чистый сдвиг или плоская деформация в плоскости (ρ; *z*). Если параметр φ совпадает с направлением $7\pi/6$, то $\varepsilon_z = 0$, а ε_ρ и ε_0 равны по величине и противоположны по знаку, т.е. происходит чистый сдвиг или плоская деформация в плоскости (ρ; θ).

Из зависимости (14) легко определяются компоненты деформаций при $\varepsilon_0 = 0$

$$\begin{aligned}
\varepsilon_\rho &= -\frac{1+n}{2}\left(1+\cos 2\varphi - \frac{\sqrt{3}}{3}\sin 2\varphi\right);\\
\varepsilon_\theta &= \frac{1+n}{2}\left(\cos 2\varphi + \frac{\sqrt{3}}{3}\sin 2\varphi\right);\\
\varepsilon_z &= \frac{1+n}{2}\left(1-\frac{2\sqrt{3}}{3}\sin 2\varphi\right).
\end{aligned} \tag{15}$$

Таким образом, в параметрической форме получено общее решение для напряженно-деформированного состояния кольцевого диска.

Установим взаимосвязь между параметром φ и координатой ρ рассматриваемого элемента в деформированном состоянии. Продифференцировав (14) при $\varepsilon_0 = 0$ с учетом (8) и (11), получаем

$$\frac{d\rho}{\rho} = -(1+n)\left(\sin\varphi\cos\varphi + \frac{\sqrt{3}}{2}\sin^2\varphi + \frac{\sqrt{3}}{6}\cos^2\varphi\right)d\varphi. \tag{16}$$

После интегрирования выражение (16) приводится к виду

$$\ln\rho = -(1+n)\left(\frac{\sqrt{3}}{3}\varphi - \frac{1}{4}\cos 2\varphi - \frac{\sqrt{3}}{12}\sin 2\varphi\right) + C. \tag{17}$$

Постоянная интегрирования в (17) находится из граничного условия, согласно которому при $\varphi = \frac{7}{6}\pi$; $\rho = R$, где R – внешний радиус пластической области.

С учетом граничного условия выражение (17) принимает вид:

$$\begin{aligned}
\frac{\rho}{R} = \exp\Bigg\{(1+n)\Bigg[&-\frac{1}{4} + \frac{\sqrt{3}}{3}\left(\varphi - \frac{7\pi}{6}\right) +\\
&+\frac{1}{4}\cos 2\varphi + \frac{\sqrt{3}}{12}\sin 2\varphi\Bigg]\Bigg\}.
\end{aligned} \tag{18}$$

При выводе зависимости (18) учтено, что эффективная деформация (14) всегда является положительной скалярной величиной.

Подставляя в (18) параметр $\varphi = 5\pi/6$, при котором внутреннее давление достигает максимального значения, получаем относительный наибольший диаметр пластической области

$$\frac{R}{\rho_0} = \exp\left[(1+n)\left(\frac{1}{4} + \frac{\sqrt{3}\pi}{9}\right)\right] \approx \exp[0{,}854(1+n)], \tag{19}$$

где ρ_0 – радиус внутреннего контура в деформированном состоянии.

При $n = 0$ предельное значение R/ρ_0 стремится к 2,35, что существенно меньше результата работ А. Надаи, Н.Н. Малинина, Е.П. Унксова [1]. Зависимости (12), (14), (15) и (18), являясь параметрическим решением задачи, полностью определяют напряженно-деформированное состояние кольцевых пластин с учетом взаимосвязанного изменения осевой компоненты деформации и деформационного упрочнения.

Для определения конечной формы и размеров изделия при максимальном внутреннем давлении рассмотрим распределение окружных и осевых деформаций.

В зависимостях (4) и (5) приращения компонент деформаций отнесены к текущему деформированному состоянию, и их суммирование приводит к логарифмическим деформациям, удовлетворяющим условию постоянства объема (3):

$$\varepsilon_\rho = \ln\frac{d\rho}{dr};\ \ \varepsilon_\theta = \ln\frac{\rho}{r};\ \ \varepsilon_z = \ln\frac{h}{h_0}, \tag{20}$$

где ρ, h и r, h_0 – текущие координаты и толщины рассматриваемого элемента пластины в деформированном и исходном состояниях соответственно.

Из равенства (15) и (20) легко устанавливаются зависимости между координатами и толщины в текущем и исходном состояниях:

$$\rho/r = \exp\left[\frac{1+n}{2}\left(\cos 2\varphi + \frac{\sqrt{3}}{3}\sin 2\varphi\right)\right];$$
$$h/h_0 = \exp\left[\frac{1+n}{2}\left(1 - \frac{2\sqrt{3}}{3}\sin 2\varphi\right)\right]. \quad (21)$$

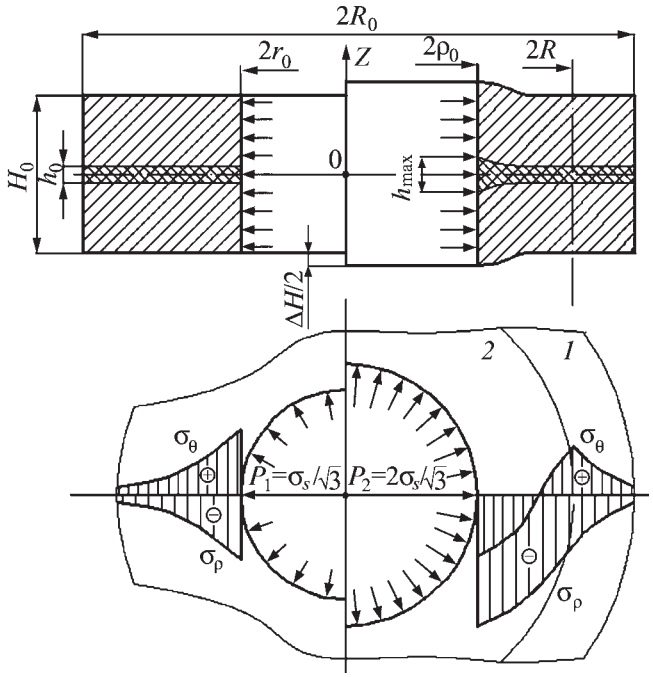
В частности, для внутреннего контура при $\varphi = \pi$; ($|\sigma_\rho| = \sigma_s$) из (21) следует

$$\rho_0/r_0 = h/h_0 = \exp\frac{1}{2}(1+n). \quad (22)$$

Для идеально жесткопластической модели деформируемого материала ($n = 0$) относительное утолщение внутренней кромки составляет 1,648.

Обсуждение результатов. Сопоставляя полученное решение со второй зависимостью (9), получаем, что при максимальном значении внутреннего давления, равном $2\sigma_s/\sqrt{3}$, $d\varepsilon_z$ не может стремиться к бесконечности, так как при этом одновременно и числитель указанной зависимости становится равным нулю.

С другой стороны, из механики формоизменения следует, что при внутреннем давлении, равном σ_s, модуль вектор-функции не может быть больше единицы,



Исходная (слева) и конечная (справа) форма и размеры изделия, распределение напряжений при начальном и максимальном значении внутреннего давления:
1 – упругая область; *2* – пластическая область

при этом $\varphi = \pi$. Следовательно, наибольшее значение осевой компоненты деформаций стремится к 0,5, а относительная толщина пластины – к 1,648, что соответствует значениям, реализуемым в экспериментах.

На рисунке приведены исходная (слева) и конечная (справа) форма и размеры изделия, а также распределение напряжений при начальном и максимальном значении внутреннего давления.

Для оценки наибольшего значения относительного утолщения внутренней кромки кольцевого диска ($\Delta H/H_0$), приравнивая смещенные объемы при допущении линейной зависимости ΔH от текущего радиуса ρ, получаем:

$$\frac{\Delta H}{H_0} = \frac{r_0^2}{R^2}\frac{(\rho_0^2/r_0^2 - 1)}{(1-\rho_0^2/R^2)}. \quad (23)$$

Численный расчет при $\rho_0/r_0 = 1{,}648$ и $R/\rho_0 = 2{,}35$ показал, что осевое относительное утолщение внутренней кромки составляет $\Delta H/H_0 \approx 0{,}14$, что сопоставимо с результатами экспериментальных исследований.

Выводы

1. Получено аналитическое решение задачи формоизменения кольцевого диска постоянной толщины при больших пластических деформациях с учетом взаимосвязанного изменения эффективной деформации и деформационного упрочнения.

2. Относительный размер пластической области зависит от внутреннего давления и в пределе, для идеально жесткопластической модели деформируемого материала, стремится к 2,35.

3. Относительное утолщение внутреннего контура диска в осевом направлении не превышает 15 %.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

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

2. **Hill R.** The Mathematical Theory of Plasticity. Oxford, 1998. P. 362.

3. **Marciniak Z., Dunkan J., Hu S.** Mechanics of Sheet Metal Forming. Butterworth-Heinemann, 2002. P. 228.

4. **Назарян Э.А., Константинов В.Ф.** Кинематика деформирования в формоизменяющих операциях листовой штамповки // Вестник машиностроения. 1999. № 2. С. 35–41.

5. **Nazaryan E., Arab N., Arakelyan M., Markosyan A.** Mechanics of Forming Thin Ring Plates / International Deep Drawing Research Group – 2009 Conference, 1–3 June. Golden, Colorado, USA.

Эрнест Агаджанович Назарян, д-р техн. наук,
nazaryan.ernest@netsys.am;
Мохаммад Кахризи, аспирант

УДК 621.778

Г.Н. Гурьянов *(ООО "Феникс +", г. Белорецк),*
О.С. Железков *(Магнитогорский государственный технический университет им. Г.И. Носова),*
Г.В. Баталов *(ООО ТД "Уралкран", г. Челябинск)*

Однородность механических свойств и точность диаметра проволоки как важные составляющие качества геофизических кабелей и винтовых пружин

Показано отрицательное влияние разброса прочностных свойств и размера диаметра проволоки на качество брони геофизических кабелей и нагрузочную диаграмму винтовых цилиндрических пружин. Высокие требования к однородности механических свойств и точности размера бронекабельной и пружинной проволоки обусловлены условиями ее эксплуатации.

Negative influence of dispersion of strength properties and the size of wire diameter on quality of the reservation of geophysical cables and the loading diagram of screw cylindrical springs is shown. High requirements to uniformity of mechanical properties and accuracy of the size armoring cable and spring wire are caused by conditions of its operation.

Ключевые слова: волочение; проволока; качество; кабели; пружины; прочность; разрушение.

Keywords: drawing; wire; quality; cables; springs; strength; destruction.

Технологичность производства проволочных изделий, их качество зависят от уровня и однородности механических свойств проволоки по ее длине в пределах мотка, катушки, маркировочной группы и поставляемой партии. При этом на качество изделий существенно влияет отклонение диаметра проволоки от номинального размера.

Цель работы – показать влияние разброса прочностных свойств и отклонения размера диаметра проволоки на показатели качества геофизических кабелей и винтовых пружин.

Рассмотрим характер работы проволочных изделий и обоснование жестких требований к показателям качества проволоки.

Грузонесущие геофизические кабели применяют при исследовательских работах на скважинах для добычи нефти и газа. Условия эксплуатации кабелей различные, так как геофизические работы проводятся во многих районах СНГ. По данным изготовителя кабелей ПО "Средазкабель" на аналогичных работах в Японии, США, Франции, Канаде используются кабели с броней из углеродистой проволоки с цинковым покрытием [1]. Строительная длина кабелей составляет 5000...6000 м. Каждый отрезок проволоки должен обеспечить получение строительной длины кабеля. Сварка готовой проволоки не допускается. Проволока должна изготовляться диаметрами: 0,8; 1,1 и 1,3 мм с цинковым покрытием группы Ж и С. Отклонение диаметра проволоки от номинального размера не должно превышать +0,02 и –0,01. Такие высокие требования в отличие на канатную проволоку по ГОСТ 7372–79 можно объяснить следующей причиной.

Покажем это на примере геофизического кабеля конструкции КГ 1-55-180-1 [1]. Диаметр кабеля под броней (3,99 ± 0,28) мм. Наружный диаметр первого слоя брони 6,2 мм, а второго слоя – 8,8 мм (рис. 1). Первый слой брони правой свивки навивается из проволоки диаметром 1,1 мм, а второй слой левой свивки – из проволоки диметром 1,3 мм. Разное направле-

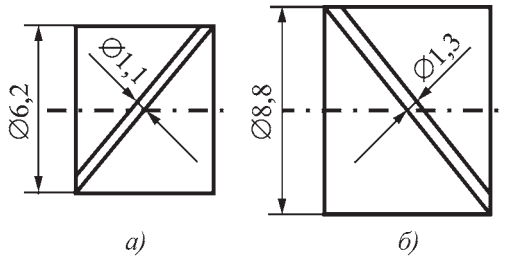


Рис. 1. Размеры первого (*а*) и второго (*б*) слоя брони геофизического кабеля конструкции КГ 1-55-180-1 [1]

ние свивки слоев брони обеспечивает малую степень крутимости кабеля при действии растягивающей силы.

Если оцинкованная проволока диаметром 1,3 мм группы Ж будет иметь верхнее отклонение +0,06 согласно ГОСТ 7372–79, то максимальное отклонение длины окружности, по которой располагаются центры 17 проволок второго слоя брони кабеля конструкции КГ 1-55-180-1, будет равно 1,02 мм, т.е. соизмеримо с размером диаметра проволоки.

Выход отдельных проволок из повива приведет к интенсивному изнашиванию брони кабеля. Зазоры между проволоками, образовавшиеся в результате минусового отклонения действительного диаметра от номинального, также отрицательно влияют на условия эксплуатации кабеля [1].

В работе [2] приведены результаты замера модуля сдвига G углеродистой проволоки диаметром 0,2...1,0 мм, протянутой из патентированной заготовки. Оказалось, что величина G была в пределах от $(0{,}32...1{,}6)\cdot 10^5$ МПа. Очевидным является и большой разброс второй характеристики стали – модуля Юнга E, так как существует связь [3]

$$E = 2G(1+\nu),$$

где ν – коэффициент Пуассона.

Пусть фактические значения модулей E и G находятся в интервалах: $(k_1E,\ k_2E)$ и $(k_1G,\ k_2G)$. Величину нижнего и верхнего значения модуля Юнга определим границами показателя разброса: $k_1 = 0{,}8$ и $k_2 = 1{,}2$, т. е. имеем равное максимальное уменьшение и увеличение значения модуля от его номинальной величины, которое составляет 20 %. Номинальное значение модуля Юнга примем $2\cdot 10^5$ МПа [3].

Оценим абсолютную величину изменения отрезка проволоки длиной 1000 м под действием растягивающего напряжения 500 МПа. Абсолютное изменение длины рассчитывали по формуле [4]

$$\Delta l = \frac{\sigma l_0}{kE},$$

где $\sigma = 500$ МПа – напряжение растяжения в сечении проволоки; l_0 – рабочая длина проволоки; k – относительный показатель отклонения от номинальной величины модуля Юнга, который изменяли от 0,8 до 1,2.

Отклонение модуля E на ±20 % заметно увеличило изменение длины проволоки (рис. 2). Проволока с более высоким значением модуля упругости E воспринимает большее нагружение при работе кабеля, что приводит к повышению вероятности ее разрушения. Таким образом, однородность прочностных свойств проволоки способствует равномерному распределению всей нагрузки на составляющие брони и тем самым повышению ресурса работы кабеля.

Покажем влияние разброса значений E и G материала проволоки на рабочие параметры винтовых цилиндрических пружин.

Под действием нагрузки P пружина получает определенную деформацию ΔH (осадку, растяжение). Деформацию пружины рассчитывали по формуле Цахариуса [2]

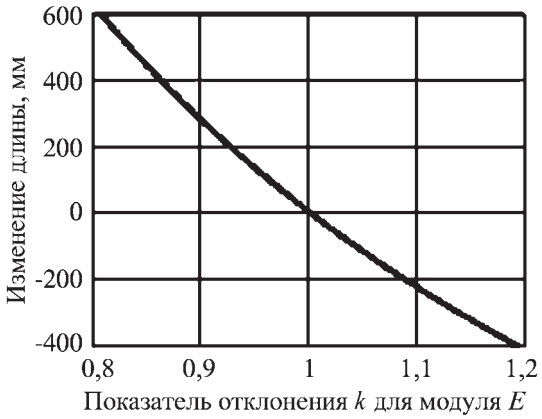


Рис. 2. Абсолютное изменение отрезка проволоки длиной 1000 м при напряжении растяжения 500 МПа в зависимости от относительного показателя отклонения *k* действительного значения от номинального модуля Юнга *E*

$$\Delta H = PR_0^2 L\left(\frac{64\sin^2\alpha}{E\pi d^4} + \frac{32\cos^2\alpha}{G\pi d^4}\right),$$

где P – осевая нагрузка; R_0 – средний радиус пружины; L – длина проволоки (заготовки для одной пружины); d – диаметр проволоки; α – угол подъема витков (рис. 3).

Формула показывает существенную зависимость деформации пружины от диаметра проволоки (в четвертой степени).

Относительное изменение деформации пружины в зависимости от стабильности значений E и G определяли по формуле

$$\delta = \frac{\Delta H_0 - \Delta H}{\Delta H_0}100\ \%, \qquad (1)$$

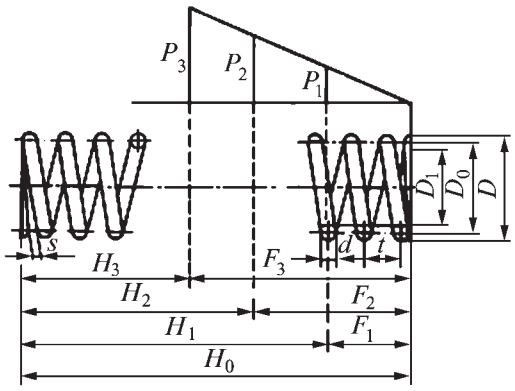


Рис. 3. Диаграмма винтовой цилиндрической пружины, работающей на сжатие:

H_0 – свободная высота пружины; H_1, H_2, H_3 – высота пружины под нагрузками P_1, P_2, P_3; H_3 – высота при полном сжатии пружины; t – шаг пружины; s – зазор между крайними витками; D – наружный диаметр пружины; D_1 – внутренний диаметр пружины; F_1, F_2, F_3 – осадка пружины при нагрузке P_1, P_2, P_3 [2]

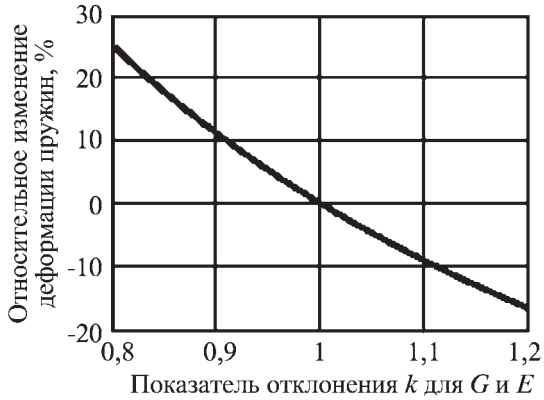


Рис. 4. Зависимость относительного изменения деформации пружин от показателя отклонения *k* модулей упругости *E* и *G*

где ΔH_0 – деформация пружины при номинальном значении E и G ($k = 1$); ΔH – деформация при значениях k в интервале от 0,8 до 1,2.

Данные рис. 4 показывают заметное влияние величины отклонения k значений модулей упругости G и E на относительное изменение деформации пружин.

Изменение деформации пружины δ вычисляли по формуле (1) в зависимости от фактического значения диаметра проволоки в интервале (0,45; 0,55 мм) при номинальном диаметре 0,50 мм и интервале (0,95; 1,05 мм) при номинальном диаметре 1,0 мм. Расчет δ выполняли при $E = 2\cdot10^5$ МПа и $G = 0{,}77\cdot10^5$ МПа [3].

Результаты расчета показали (рис. 5), что относительное изменение деформации возрастает с уменьшением диаметра проволоки. Таким образом, отклонение значений E, G и d может привести к существенному изменению нагрузочной диаграммы пружин, что является частой причиной их отбраковки [2].

Приведем еще один пример отрицательного влияния разброса механических свойств длинномерной проволоки для спуска–подъема рабочего инструмента в скважинах для добычи нефти и газа [5]. Инструмент подвешивается на проволоке диметром 1,8 или 2,5 мм и может спускаться в скважинах на глубину более трех километров. Если проволока поставляется с разными упругими свойствами, то осложняется задание точной глубины спуска инструмента вследствие различия удлинения проволоки.

Как следует из рис. 2, при длине проволоки 3 км удлинение при нагрузке 500 МПа будет около 2 м. При значительной глубине опускания груза на общее удлинение рабочей длины проволоки начинает оказывать влияние масса самой проволоки. Например, при глубине опускания 1 км прирост длины проволоки от действия собственной массы составит [4]

$$\Delta l = \frac{\gamma l^2}{2E} = \frac{7{,}8\cdot10^3(10^3)^2}{2\cdot2\cdot10^{10}} = 0{,}195\,\text{м},$$

где $\gamma = 7{,}8\cdot10^3$ кг/м^3 – плотность стали; $E = 2\cdot10^{10}$ кгс/м^2($2\cdot10^5$ МПа); $l = 10^3$ м – длина проволоки.

Канаты, металлокорд, проволочная арматура и т.п. испытывают высокие механические нагрузки. Поэтому неоднородность прочностных свойств проволоки снижает эксплуатационные характеристики этих изделий при работе кабелей, пружин и длинномерной проволоки для спуска–подъема инструмента в скважинах.

Вывод. При эксплуатации неоднородность прочностных свойств вызывает разное удлинение проволок в брони кабеля и степени деформации винтовых пружин. Отклонение размера диаметра проволоки от номинального значения вызывает формирование неплотных слоев брони кабеля и изменение нагрузочной диаграммы пружин. Снижение отрицательного влияния разброса значений указанных параметров на работоспособность проволочных изделий требует поставки высококачественной заготовки для волочильного производства и совершенствования его технологических процессов.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Отчет** о НИР. Разработка технологии изготовления проволоки диаметром 0,8–1,3 мм с улучшенными свойствами, предназначенной для брони грузонесущих кабелей / Г.Н. Гурьянов, Г.В. Баталов, Б.М. Зуев и др. Магнитогорск: ВНИИМетиз, 1988. № ГР 01870000846. 109 с.

2. **Батанов М.В., Петров Н.В.** Пружины. М.: Машиностроение, 1968. 216 с.

3. **Аркулис Г.Э., Дорогобид В.Г.** Теория пластичности: учеб. пособие для вузов. М.: Металлургия,1987. 352 с.

4. **Беляев Н.М.** Сопротивление материалов. М.: Наука, 1965. 856 с.

5. **Отчет о НИР.** Разработка и освоение производства проволоки, канатов и кабелей, предназначенных для работ в средах, содержащих до 25 % сероводорода / В.П. Иванов, Г.Н. Гурьянов, Х.Н. Белалов и др. Магнитогорск: ВНИИМетиз, 1985. № ГР 01850018374. 43 с.

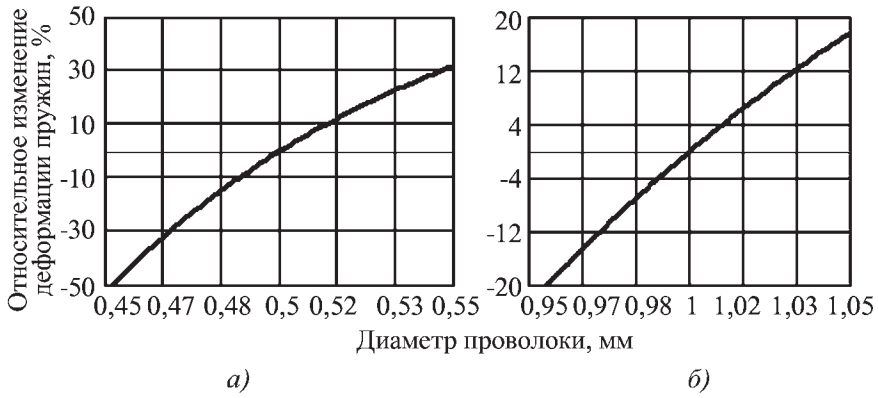


Рис. 5. Влияние отклонения диаметра проволоки от номинальной величины на относительное изменение деформации пружин:
а – номинальный диаметр 0,50 мм; *б* – номинальный диаметр 1,0 мм

Геннадий Николаевич Гурьянов, канд. техн. наук,
ggnbelorhome@rambler.ru;
Олег Сергеевич Железков, д-р техн. наук;
Геннадий Васильевич Баталов, канд. техн. наук

УДК 669.14.018.8

Л.В. Тарасенко *(МГТУ им. Н.Э. Баумана)*, **Л.А. Елютина, В.И. Титов** *(ФГУП "ВИАМ")*

Выбор режимов обработки проволоки из коррозионно-стойкой мартенситно-стареющей стали

На основании исследования структуры, фазового состава и механических свойств стали 00Х11Н10М2Т2 установлено, что повышение технологической пластичности проволоки достигается при повышении температуры предварительной закалки. Установлены предельные степени обжатия при волочении и температура старения, обеспечивающие требуемые свойства проволоки.

The marageing steel 00Cr11Ni10Mo2Ti2 is investigated. Based on stadies of the structure, phase composition and mechanical properties were found that increasing the technological plasticity of the wire is achieved when the pre-conditioning solution treatment's temperature has been raised. The limit degrees of compression during drawing and the ageing treatment temperature providing the required properties of the wire are determined.

Ключевые слова: мартенситно-стареющая сталь; проволока; закалка; старение; фазовый состав; механические свойства.

Keywords: maraging steel; wire; solution treatment; ageing treatment; phase composition; mechanical properties.

Мартенситно-стареющие стали системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti являются перспективным материалом для упругих элементов, в частности для пружин сжатия, потому что обладают необходимым комплексом свойств: низким упрочнением при холодной деформации в закаленном состоянии, пластичностью и высоким значением $\sigma_в/E$ – в упрочненном состаренном состоянии. При этом, по такому упругому свойству, как величина $\sigma_{0,002}/E$ они превосходят как никель-хромовые сплавы, так и ряд низколегированных углеродистых сталей [1].

Стали системы Fe–Cr–Ni–Mo–Ti имеют сложный фазовый состав: кроме матричных фаз мартенсита и аустенита в них присутствуют карбонитрид титана и интерметаллические фазы – фазы Лавеса (λ_1) и хи-фазы (χ), образующиеся при нагреве под закалку, и фаза η-Ni_3Ti, образующаяся при старении.

Влияние фазы Лавеса и χ-фазы на пластичность сталей определяется типом полуфабриката, из которого изготовляют детали. Так, в стали данной системы легирования 00Х11Н10М2Т (0,95 % Ti) (ЭП678) после закалки от 800 °С суммарное количество фаз ($\lambda_1 + \chi$) составляет 1,0 %, после закалки от 850 °С – 0,4 %, при этом в сумме интерметаллидов преобладает фаза Лавеса [2]. Для этой стали, поставляемой в виде прутка и предназначенной для изготовления крепежа, присутствие частиц интерметаллических фаз не влияет на пластические свойства.

Выбор температуры закалки для деталей крепежа основан на сохранении в стали фазового наклепа аустенита, из которого при закалке образуется фазонаклепанный мартенсит. Поэтому для стали 00Х11Н10М2Т температура закалки составляет 860 °С [3].

В стали 00Х11Н10М2Т2 (ЭП679) с более высоким содержанием титана (1,50 %) в аустените при нагреве под закалку при температурах 760...950 °С образуется большее количество интерметаллических фаз [4].

Присутствие частиц χ-фазы не оказывает существенного влияния на механические свойства изделий среднего и крупного сечения. Но при производстве тонкостенных изделий, например ленты, присутствие частиц χ-фазы негативно влияет на пластичность.

В связи с этим при производстве проволоки для пружин сжатия из стали 00Х11Н10М2Т2 с повышенным содержанием титана было необходимо выбрать температуру закалки, обеспечивающую пластичность при последующей деформации волочением.

Выбор температуры старения мартенситно-стареющих сталей данной системы также является неоднозначной задачей. Это обусловлено тем, что в области температур выше 500 °С одновременно с перестариванием (укрупнением частиц η-фазы) протекает

процесс обратного $\alpha \rightarrow \gamma$-превращения (обратного мартенситного превращения).

Для стали, предназначенной для изготовления пружин, присутствие аустенита является недопустимым, так как в этом случае ухудшаются упругие свойства стали.

Исследована сталь 00Х11Н10М2Т2 (ЭП679) промышленной выплавки состава: 0,013 % С; 10,6 % Cr; 9,2 % Ni; 2,0 % Mo; 1,47 % Ti.

Для определения температуры предварительной (перед волочением) закалки изучены прутки диаметром 15 мм; нагревы проведены до температур 850, 900 и 950 °С с последующим охлаждением на воздухе. При холодной деформации волочением суммарная степень деформации составляла от 20 до 60 %. Температура при старении: 450, 500, 550 и 600 °С. Механические свойства после старения изучены на проволоке диаметром 5 мм.

Микроструктурные исследования проведены с использованием светового и электронного микроскопов.

Тип и количество интерметаллидных фаз определены селективным физико-химическим фазовым анализом. Кристаллическую структуру определяли с помощью рентгеновского анализа по методу порошков в кобальтовом фильтрованном излучении.

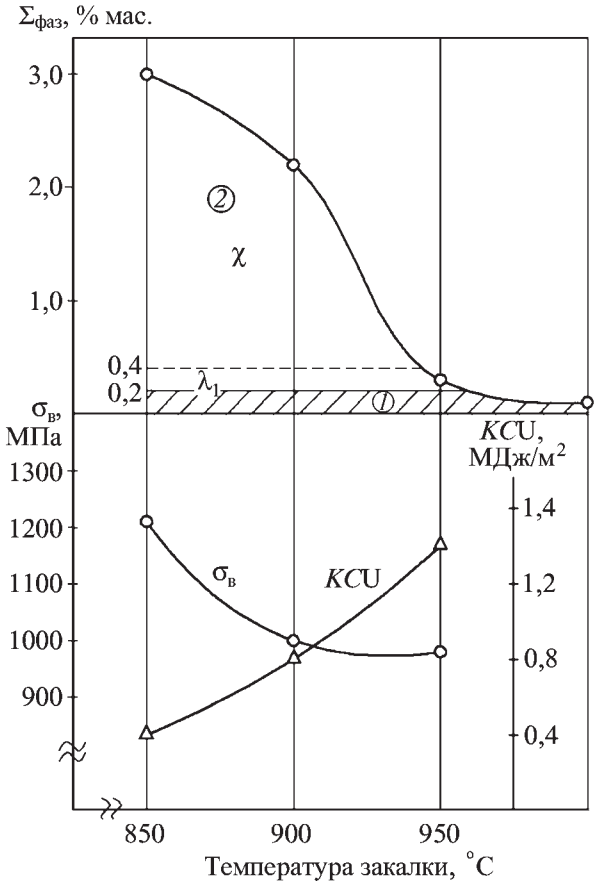


Рис. 1. Изменение количества интерметаллических фаз ($\chi + \lambda_1$) стали 00Х11Н10М2Т2 и механических свойств (пруток) в зависимости от температуры закалки (×300):
1 – фазы TiC, TiN; *2* – фазы ($\chi + \lambda_1$)

Химический состав и количество изолированных фаз определяли методами аналитической химии с применением атомно-абсорбционной спектрометрии [5]. Для изолирования молибденсодержащих фаз λ_1 и χ применен спиртовой электролит (с соляной кислотой), для изолирования фазы η-Ni_3Ti – водный электролит (с ортофосфорной кислотой).

Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, предел пропорциональности $\sigma_{пц}$, твердость HRC, ударная вязкость *KC*U определены по стандартным методикам.

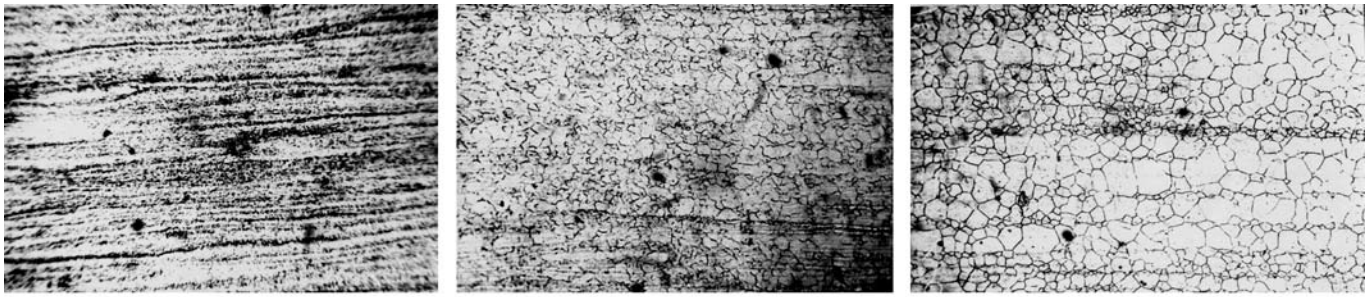
Испытания проволоки на перегиб проведены по ГОСТ 1579–93. Нестандартными были испытания проволоки на ударную вязкость. На образцах диаметром 5 мм длиной 50 мм по середине вытачивали кольцевую канавку глубиной 1 мм. Образцы испытывали на испытательной машине МК 0,5. Ударная вязкость, полученная на нестандартных образцах, названа авторами статьи "условной" ударной вязкостью.

В стали 00Х11Н10М2Т2 в незначительном количестве присутствуют первичные карбид и нитрид титана (TiC и TiN). При нагреве в интервале температур 850...900 °С в стали образуются интерметаллические фазы: фаза Лавеса (λ_1) состава $(Fe, Cr, Ni)_2(Mo,Ti)$, хи-фаза (χ) состава $(Fe,Ni)_{34}Cr_{10}Mo_6Ti_8$. Их количество составляет после закалки от 850 °С – 3 % и уменьшается при повышении температуры (рис. 1). В исследуемой стали в отличие от стали 00Х11Н10М2Т (ЭП678) вследствие более высокого содержания титана преобладает χ-фаза (до 90 % от общего количества интерметаллидов).

Оптическая микроскопия образцов, вырезанных из прутка, выявляет строчечное расположение частиц χ-фазы в продольном направлении. Это препятствует рекристаллизации аустенита во время выдержки при 850 °С (рис. 2, *а*).

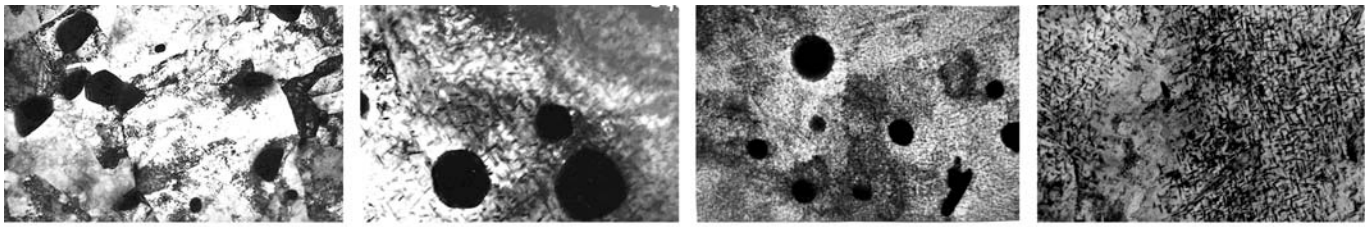
Во время выдержки при 900 °С, когда образуется меньшее количество χ-фазы, аустенит рекристаллизуется (рис. 2, *б*). Во время выдержки при 950 °С, когда значительно снижается количество частиц χ-фазы (до десятых долей процента), в стали протекает собирательная рекристаллизация. При этом размер рекристаллизованных зерен неоднороден: вблизи скоплений фазы он меньше, чем между полосами частиц (рис. 2, *в*). Таким образом, присутствие частиц интерметаллической χ-фазы является фактором, контролирующим рекристаллизацию.

Электронная микроскопия выявляет форму, размеры и расположение частиц χ-фазы. Частицы имеют округлую форму, поперечные размеры 0,1...0,9 мкм (рис. 3, *а*), частицы очень тонки в вертикальном направлении (это своеобразные частицы-диски) (рис. 3, *б*). После закалки от 900 °С, когда количество χ-фазы составляет 2 %, скопления частиц, зачастую в



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Микроструктура стали 00Х11Н10М2Т2 после закалки от температур:
а – 850 °С; *б* – 900 °С; *в* – 950 °С



а) *б)* *в)* *г)*

Рис. 3. Микроструктура стали 00Х11Н10М2Т2 после различных режимов обработки (×27000):
а – закалка от 900 °С; *б* – закалка от 900 °С + старение при 600 °С; *в* – закалка от 950 °С; *г* – закалка от 950 °С + старение при 600 °С

местах стыка нескольких зерен (рис. 3, *в*) являются концентраторами напряжений и инициаторами зарождения микротрещин при холодном волочении. Поэтому предельная степень деформации при последующем волочении составляет только 37 % (табл. 1).

С повышением температуры закалки до 950 °С количество χ-фазы значительно уменьшается – до 0,2 % (фаза Лавеса не образуется). Изменение фазового состава стали приводит к изменению структуры: во время выдержки при данной температуре протекает собирательная рекристаллизация; после закалки мартенсит, образовавшийся из рекристаллизованного аустенита, является крупнокристаллическим.

Уменьшение количества частиц χ-фазы в мартенсите после закалки влияет на механические свойства следующим образом:

– *для закаленного состояния:* снижение прочности, повышение пластичности, ударной вязкости (см. рис. 1), а также и предельно возможной деформации при холодном волочении: она повышается до 65 % (см. табл. 1);

– *для состояния закалка + деформация + старение:* увеличение прочности с одновременным повышением пластичности – в 5 раз увеличивается число перегибов проволоки до разрушения и на 10 % возрастает относительное сужение (см. табл. 1).

Следует отметить, что именно холодная пластическая деформация между закалкой и старением в технологическом цикле получения проволоки позволяет повысить температуру закалки до 950 °С. Если не проводить пластическую деформацию, то такая высокая температура закалки неблагоприятно влияет на свойства после старения: мартенсит, полученный из рекристаллизованного аустенита, имеет пониженную

1. Механические свойства проволоки диаметром 5 мм из стали 00Х11Н10М2Т2 в зависимости от температуры закалки

Режимы обработки	Механическое свойство	Температура закалки, °С	
		900	950
Закалка	Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, МПа	1260	1240
	Предельная степень обжатия при холодной деформации волочением ε, %	37	65
Закалка + + деформация + + старение при 500 °С, 1 ч	Временное сопротивление разрыву $\sigma_в$, МПа	2000	2010
	Относительное сужение ψ, %	45	55
	Число перегибов до разрушения *n*	2	10
	Ударная вязкость (условная), МДж/м^2	0,1	0,18

2. Механические свойства образцов из стали 00Х11Н10М2Т2 (диаметр 5 мм)

Режим обработки			Механические свойства			
Температура закалки, °С	Степень холодной деформации, %	Температура старения, °С	$\sigma_в$	$\sigma_{пц}$	*KC*U, МДж/м^2	*n*
			МПа			
900	0	550	1790	1620	0,35	11
950	0		1750	–	0,10	2
950	60		1850	1690	0,40	22

ударную вязкость и склонность к коррозионному растрескиванию [6].

Положительное влияние промежуточной (между закалкой и старением) холодной деформации было проверено на проволоке диаметром 5 мм для трех состояний:

1) закалка от 900 °С + старение при 550 °С;

2) закалка от 950 °С + старение при 550 °С;

3) закалка от 950 °С + холодное волочение + + старение при 550 °С.

В первых двух случаях аустенит рекристаллизуется при нагреве под закалку и имеет размер зерна менее 10 мкм (закалка от 900 °С) и 30...50 мкм (закалка от 950 °С). Старение после закалки от 950 °С приводит к снижению в 3 раза условной ударной вязкости проволоки и почти в 5 раз – числа перегибов до разрушения (табл. 2).

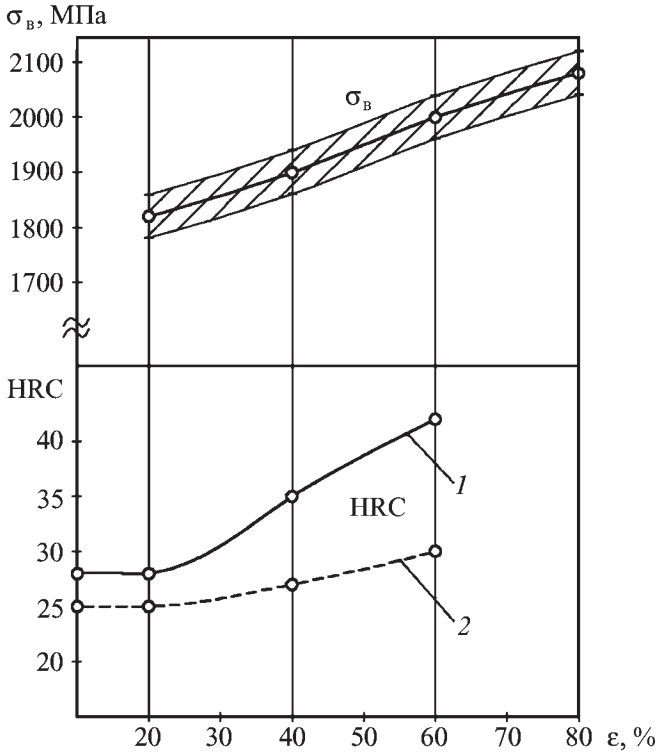


Рис. 4. Зависимость твердости и временного сопротивления разрыву проволоки стали 00Х11Н10М2Т2 от степени деформации:

1 – закалка от 950 °С; *2* – закалка от 900 °С

В третьем случае, когда между закалкой и старением проводится холодная пластическая деформация, которая вызывает дробление мартенситных кристаллов и измельчение структуры, свойства после старения более благоприятны: повышается ударная вязкость и число перегибов до разрушения. Одновременно увеличиваются временное сопротивление разрыву и предел пропорциональности, что обусловлено вкладом деформационного упрочнения в общий уровень прочности проволоки.

Однако этот вклад не столь значителен, поскольку мартенситно-стареющие безуглеродистые стали имеют низкий коэффициент деформационного упрочнения. Это является следствием повышенного содержания в сталях никеля, что увеличивает подвижность дислокаций. Положительное влияние незначительного упрочнения при холодной деформации состоит в том, что при суммарной степени обжатия 85 % может быть получена проволока диаметром до 3 мм.

Повышение температуры закалки до 950 °С и уменьшение количества χ-фазы имеет следствием и увеличение упрочнения при повышении степени деформации волочением: при повышении степени холодной деформации волочением от 20 до 60 % твердость повышается в 1,3 раза (рис. 4).

Для выбора температуры старения закаленной и деформированной проволоки изучены ее структура и свойства. Упрочняющей фазой при старении является η-фаза. После старения на максимальную прочность она выделяется в виде высокодисперсных частиц. В связи с этим параметры данной фазы при электронно-микроскопическом анализе определены после режима перестаривания – 600 °С, 2 ч.

Фаза η в количестве 2,5 % выделяется в виде игловидных частиц, которые ориентированы в двух кристаллографических направлениях: <110> и <101> (см. рис. 3). Размеры частиц составляют: диаметр 200...300 нм, длина 800...1000 нм. Фаза имеет химический состав $(Ni, Fe)_3Ti$, т.е. часть атомов в подрешетке никеля замещена железом.

Максимум временного сопротивления разрыву на проволоке диаметром 5 мм соответствует температуре старения 530 °С (рис. 5). Однако эта температура не

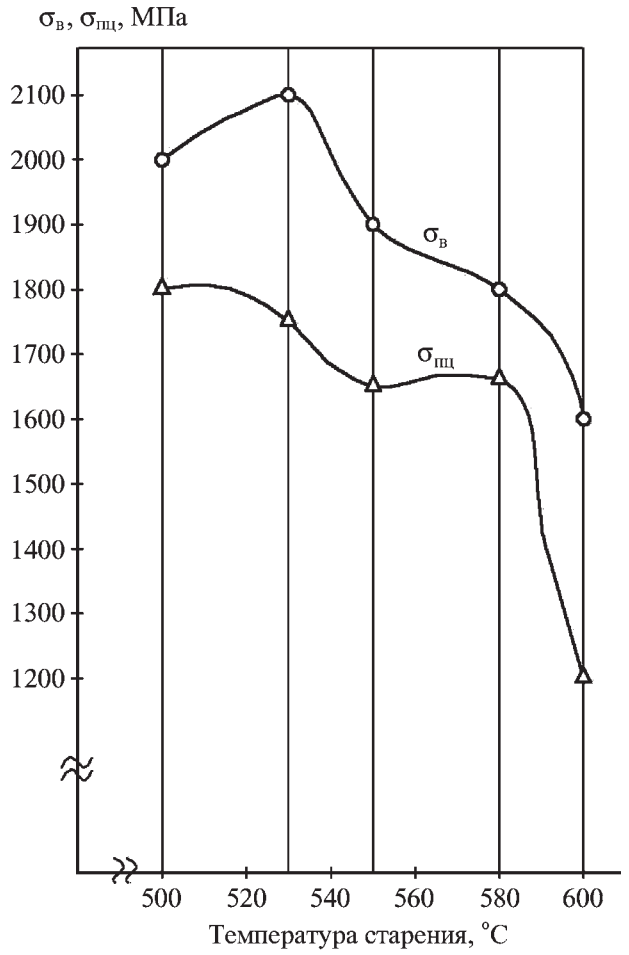


Рис. 5. Изменение механических свойств проволоки диаметром 5 мм из стали 00Х11Н10М2Т2 в зависимости от температуры старения (закалка от 950 °С)

вполне приемлема из-за пониженной пластичности: ψ менее 40 %.

При повышении температуры старения до 580 °С значения прочностных характеристик снижаются вследствие укрупнения частиц η-фазы. Выше 580 °С резкое снижение временного сопротивления разрыву и предела упругости связано с тем, что кроме старения в стали протекает процесс обратного мартенситного превращения. В структуре появляется ревертированный аустенит, который, как известно, снижает упругие свойства. Прослойки аустенита с ячеистой структурой после старения при 600 °С наблюдаются наряду с мартенситом, упрочненным η-фазой (см. рис. 3, *г*).

Указанные фазовые превращения определяют узкий температурный интервал приемлемых температур старения. Для проволоки диаметром 5...7 мм выбрана температура 550 °С, обработка при которой обеспечивает сочетание прочностных и пластических свойств (см. табл. 2): $\sigma_в$ = 1850 МПа; $\sigma_{пц}$ = 1690 МПа; n = 22; ψ = 55 %.

Выводы

Для коррозионно-стойкой мартенситно-стареющей стали 00Х11Н10М2Т2 (ЭП679) выбраны режимы обработки для получения проволоки:

• температура закалки повышена до 950 °С, при которой образуется минимальное количество интерметаллических фаз в структуре стали, происходит рекристаллизация, что обеспечивает повышенную пластичность при последующем холодном волочении стали;

• степень предельной деформации при волочении стали с рекристаллизованной структурой может составлять от 60 до 85 %;

• температура старения для обеспечения сочетания прочностных, упругих и пластических свойств проволоки составляет 550 °С.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Рахштадт А.Г.** Пружинные стали и сплавы. М.: Металлургия, 1982. 400 с.

2. **Тарасенко Л.В., Звигинцев Н.В., Титов В.И. и др.** Структура, состав интерметаллидных фаз и свойства стали 00Х11Н10М2Т // Физика металлов и металловедение. 1985. Т. 59. Вып. 3. С. 551–555.

3. **Петраков А.Ф., Ревякина О.К., Тарасенко Л.В. и др.** Высокопрочная коррозионная сталь ВНС-17 для крепежа // Авиационные материалы. Вып. Высокопрочные стали. М.: ВИАМ, 1986. С. 73–78.

4. **Тарасенко Л.В., Звигинцев Н.В., Титов В.И. и др.** Фазовые превращения при длительном старении стали 00Х11Н10М2Т...Т // Физика металлов и металловедение. 1987. Т. 63. Вып. 4. С. 768–773.

5. **Тарасенко Л.В.** Фазовый физико-химический анализ / Металловедение и термическая обработка стали и чугуна: справ. изд. в 3-х т. М.: Интерметинжиниринг, 2004. Т. 1. Методы испытаний и исследований. С. 311–329.

6. **Рыжак С.А., Тарасенко Л.В., Титов В.И. и др.** Влияние фазового состава и структуры мартенситно-стареющей стали 00Х11Н10М2Т на склонность к охрупчиванию при низкотемпературном старении // МИТОМ. 1981. № 9. С. 54–57.

Людмила Васильевна Тарасенко, д-р техн. наук, tarasenko@bmstu.ru;
Людмила Алексеевна Елютина, ведущий инженер;
Вячеслав Иванович Титов, ведущий научный сотрудник

УДК 539.3:534.2

О.Е. Сысоев *(Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)*

Закономерности изменения фрактальной размерности сигналов акустической эмиссии в зависимости от длительной прочности конструкционных материалов при малоцикловых нагружениях

Экспериментально и теоретически исследовано изменение фрактальной размерности сигналов акустической эмиссии в зависимости от длительной прочности в различных диапазонах частотного спектра. Установлена зависимость фрактальной размерности сигналов акустической эмиссии от изменения механизмов эволюции структуры конструкционных материалов.

Changing of acoustic emission signals fractal dimension depending on the long-term strength in different diapasons of frequency spectrum is experimentally and theoretically researched. Dependence of acoustic emission signals fractal dimension on the changing of structural materials structure evolution mechanisms is determined.

Ключевые слова: циклические нагружения; изменение структуры материала; акустическая эмиссия; фрактальная размерность.

Keywords: repeated loadings; material structure changing; acoustic emission; fractal dimension.

Проблема определения длительной прочности конструкций машин, механизмов и сооружений, несмотря на совершенствование методов расчета и значительно возросших возможностей вычислительной техники, до настоящего времени не решена. Это приводит к увеличению сверх необходимых запасов прочности для этих изделий и как следствие их большей материалоемкости.

Вместе с тем современные подходы в исследовании длительной прочности конструкционных материалов позволяют приблизится к решению этой проблемы. В частности, изучение механизмов разрушения материалов при циклических нагрузках с применением методов *акустической эмиссии* (АЭ).

Процессы, происходящие в материале при механических нагрузках деталей машин, сопровождаются излучением сигналов АЭ. Каждому процессу соответствуют свои параметры АЭ. Механизмы циклического разрушения материалов происходят по схеме, приведенной на рис. 1 (где ДСС – диссипативная субструктура) [1–3].

По мере приложения к конструкционному материалу нагружающей силы на начальном этапе происходят упругие смещения атомов и уплотнение несплошностей материала. Дальнейшее изменение структуры материалов для начальной стадии усталостных испытаний может развиваться по трем вариантам в зависимости от кристаллической структуры материала (см. рис. 1).

По первому варианту изменяются структуры металлов и сплавов при малых пластических деформациях (малого числа циклов), для которых характерным является хаотическое распределение дислокаций и дислокационных петель малого диаметра. Это алюминий и некоторые сплавы на его основе (малоконцентрированные твердые растворы), некоторые типы аустенитных сталей, деформированных при высоких температурах. Уже после небольшого числа циклов в такой субструктуре наблюдаются дислокационные клубки, часто параллельные плоскостям {112}.

В ходе дальнейших испытаний (в монокристаллах алюминия при числе циклов $N > 100$) наблюдается замыкание клубков, в результате чего формируется новый тип ДСС – ячеистая субструктура. Основная часть дислокаций в этой субструктуре находится в стенках ячеек. Дислокационные стенки ячеек часто удлинены вдоль определенных направлений, чаще плотноупакованных.

Стенки ячеек в алюминии состоят из провзаимодействовавших дислокаций, дислокационных петель. При дальнейшем увеличении числа циклов появляются разориентировки на границах ячеек, т.е. формируется разориентированная ячеистая или субзеренная субструктура.

По второму варианту структура изменяется в таких материалах, как медь, никель, латунь М8, аустенитные стали и некоторые другие сплавы. При небольших суммарных пластических деформациях (3...8 %) в этих материалах образуются сгущения первичных дислокаций, большая часть которых находится в дипольных конфигурациях. Формирование такой субструктуры характерно для начальной стадии кривой усталостного нагружения.

При дальнейшем нагружении вплоть до стадии насыщения мультипольные сгущения уплотняются и в результате образуется матричная субструктура (субструктура с неплотными дислокационными стенками). Отличительной чертой этой стадии является образование полос устойчивого скольжения или полос устойчивого сдвига, которые затем трансформируются в венную субструктуру.

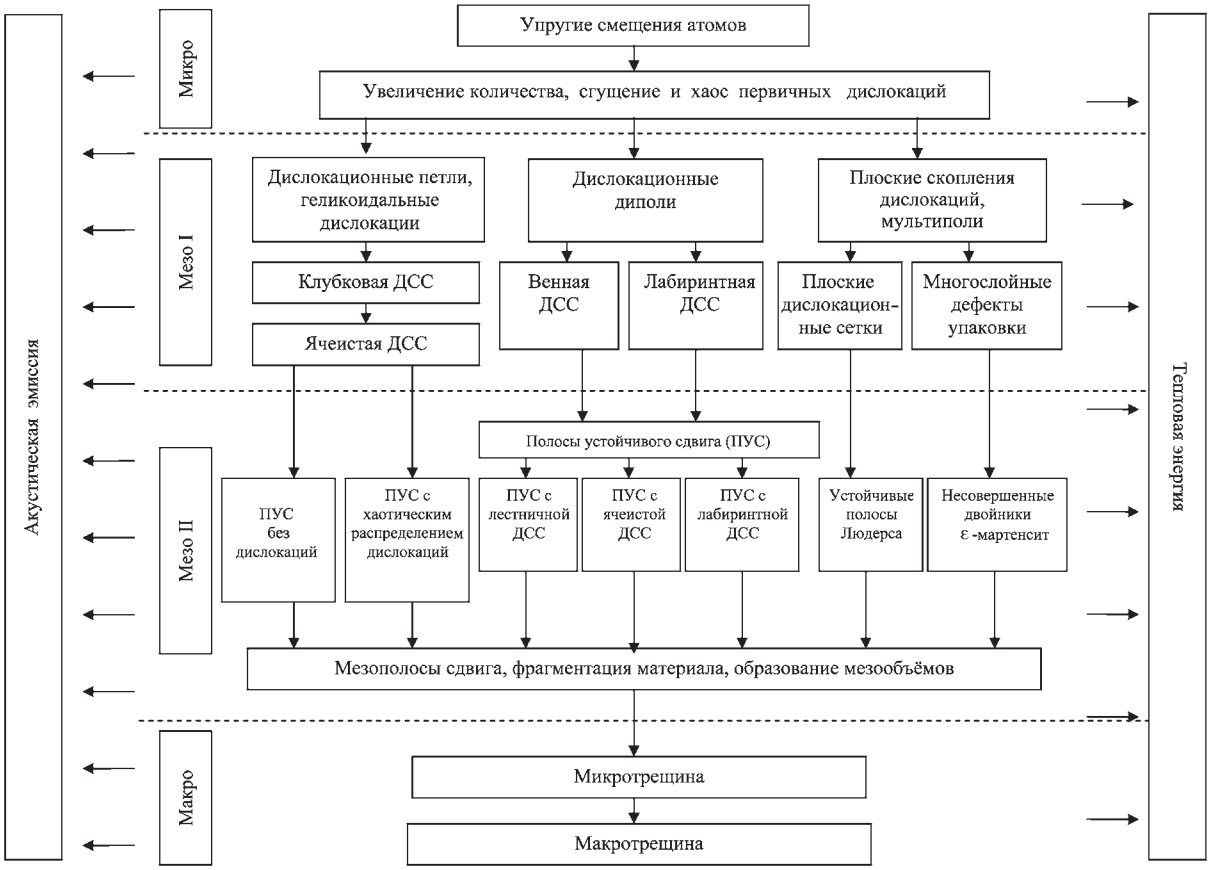


Рис. 1. Схема изменения структуры материалов при циклических нагружениях

На начальном этапе формирования венной субструктуры дислокационная структура в венах представлена скользящими первичными дислокациями, первичными краевыми диполями и дефектными диполями [1]. Формирование венной структуры при усталостных испытаниях с низким значением амплитуды деформации является типичным процессом, реализующимся в ГЦК-монокристаллах металлов (в особенности, ориентированных для одиночного скольжения), таких как медь и никель, и в поликристаллах этих металлов до стадии насыщения.

Развитие массового вторичного скольжения приводит к дислокационным реакциям с дислокациями сгущений – вен – и, как следствие, образуется еще один тип субструктуры – стеночная субструктура [1].

В монокристаллах с высокосимметричной ориентировкой оси нагружения наблюдается формирование лабиринтной субструктуры. Ее главным отличием от венной является образование двух, а не одной систем стенок. Стенки венной субструктуры, удлиненные в плоскости, параллельной первичной плоскости скольжения, выглядят пятнами в сечениях, перпендикулярных первичной плоскости. Такую субструктуру называют пятнистой субструктурой.

По третьему варианту эволюции структуры следуют металлы и сплавы с низким значением энергии дефекта упаковки и, как правило, высоким твердорастворным упрочнением. К ним следует отнести некоторые коррозионно-стойкие стали, латуни, сплавы системы Cu–Al и т.п. Низкая энергия дефекта упаковки и высокое твердорастворное упрочнение в этих материалах способствуют локализации скольжения в первичных плоскостях и затрудненности их перехода в другие плоскости скольжения.

Для данного класса материалов характерно формирование плоских мультипольных скоплений дислокаций, так что фактически в кристалле (зерне) формируется слоевая субструктура, т.е. субструктура с чередующимися слоями с повышенной и пониженной плотностью дислокаций [1].

В начале пластической деформации в состав слоев с повышенной плотностью дислокаций входят лишь дислокации первичной системы. С увеличением числа циклов в слоях начинают действовать вторичные системы скольжения. Дислокации вторичных систем вступают в реакции с первичными. В результате в слоях с повышенной плотностью дислокаций образуется сетчатая дислокационная структура [1].

При усталостных испытаниях металлов и сплавов с ГЦК-решеткой дефектами являются полосы устойчивой деформации или полосы устойчивого скольжения. Наблюдаемые полосы сдвига различаются по типу дефектной структуры внутри полос, масштабу (микро- и макрополосы), ориентировкам границ полос, местоположению в кристалле.

Неоднородность дислокационной структуры, формирующейся при небольшом числе циклов ($N < 100$ циклов), получает дальнейшее развитие в ходе испытаний. Хотя субструктуры, образующиеся в конкретном материале при усталости, различаются в зависимости от условий нагружения (амплитуды деформации, температуры испытания, среды, в которой проводят испытания), возможен их совместный анализ при сопоставимых условиях испытаний.

Превращения в дислокационной структуре, которые реализуются в процессе усталостных испытаний, имеют характер фазового перехода в дефектной подсистеме и происходят, как правило, при достижении некоторой определенной (критической) плотности дислокаций. При этом стадии кривой усталости связаны с субструктурными превращениями. Связь стадий деформации с субструктурными превращениями является общим свойством, характеризующим циклические нагрузки.

При перестройке структуры материала образуются волны упругих колебаний, а любое изменение структуры отражается изменением параметров сигналов АЭ.

Для выявления корреляций параметров сигналов АЭ и длительной прочности конструкционных материалов на базе Комсомольского-на-Амуре технического государственного университета были проведены испытания трубчатых образцов с рабочей частью образца $l = 10$ мм, $D = 10$ мм и толщиной стены $h = 0{,}5$ мм из титана ВТ20.

Испытания проводили на испытательной машине МИКУ-40 с использованием оригинального программного обеспечения [4], что позволило задавать программу малоцикловых испытаний по пилообразному циклу с ассиметрией $R = 0{,}5$.

Нагружение приняли мягким с интенсивностью напряжения $\sigma_1 \approx 0{,}95\sigma_в$.

Одновременно с непрерывной записью накопления циклической деформации записывались сигналы акустической эмиссии с применением оригинального программного обеспечения [5].

По результатам трех серий проведенных экспериментов при интенсивности напряжений $\sigma_{i1} = 951$ МПа, $\sigma_{i2} = 884$ МПа, $\sigma_{i3} = 837$ МПа соответственно были выделены три наиболее характерных эксперимента (рис. 2, где ε – относительная деформация материала).

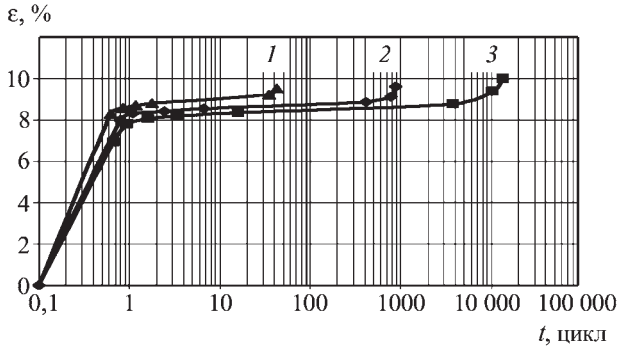


Рис. 2. Кривые усталости образцов из титана ВТ20:
1 – испытание № 51, $\sigma_{i1} = 951$ МПа; *2* – испытание № 54, $\sigma_{i2} = 884$ МПа; *3* – испытание № 60, $\sigma_{i3} = 837$ МПа

При обработке сигналов АЭ с помощью метода Фурье был выделен частотный спектр по каждому эксперименту. На рис. 3 приведен частотный спектр сигналов АЭ, наиболее характерный для материала ВТ20. При этом выделены участки спектра 100...270, 350...470, 520...680 и 710...900 кГц. Можно предположить, что излучение АЭ в определенном частотном диапазоне на рис. 3 соответствует определенному механизму перестроения структуры материала рис. 1 [6].

Механизмы изменения структуры материала под действием циклических нагрузок срабатывают не одновременно во всем теле образца, а в его слабых местах скачкообразно, т.е. на уровне монокристалла поликристаллического образца в одном кристалле происходят процессы мезо II, а в кристалле по соседству – еще процессы мезо I и т.д.

Материал образца пытается избавиться от энергии, приходящей в открытую систему (образец – испытательная машина) от циклически приложенных к образцу напряжений, и обрести устойчивое состояние системы перестроением внутренней структуры материала – движения дислокаций, образования различных диссипативных субструктур, зарождения, образования и развития трещин, так как любая открытая система стремится к минимуму энергии – устойчивости системы.

Таким образом, предлагается оценить устойчивость материала образца перед разрушением, оценив фрактальную размерность сигналов АЭ. На рис. 4 (см. обложку) приведены расчеты фрактальной размерности по всему спектру за весь период нагружения образца. Можно увидеть, что в зависимости от дефектности структуры материала образца с началом нагружения наблюдается следующая тенденция – фрактальная размерность скачкообразно, резко вырастает при первом цикле нагружения.

При этом, чем больше приложенная к образцу энергия, тем сильнее система выходит из равновесия, затем постепенно снижается, и чем меньше длительная прочность образца, тем выше скорость уменьшения фрактальной размерности – больше стремится к устойчивости.

У образца с наибольшей длительной прочностью после скачка фрактальная размерность практически стабилизируется на участке $t = 10^3$ циклов нагружения, затем происходит рост фрактальной размерности сигналов АЭ и неустойчивости системы. Сохраняется общая тенденция для всех экспериментов – перед разрушением система стремится к устойчивости и фрактальная размерность уменьшается.

На рис. 4 (см. обложку) также приведены расчеты фрактальной размерности сигналов АЭ по выделенным диапазонам спектра 100...270, 350...470, 520...680 и 710...900 кГц за весь период нагружения образца. В диапазоне 100...270 кГц, который соответствует начальным механизмам разрушения рис. 1, когда происходит упругое смещение атомов и уплотнение несплошностей материала [7, 8], начальная фрактальная

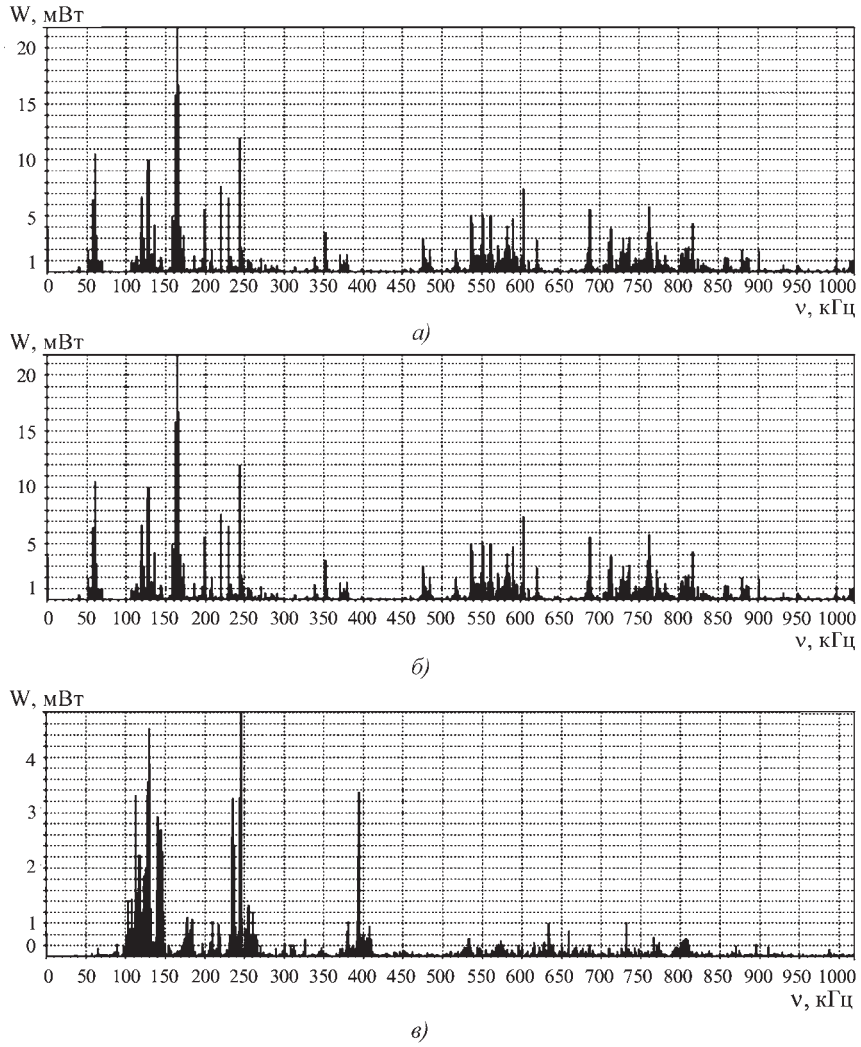


Рис 3. Диаграмма частотных характеристик сигналов акустической эмиссии при циклическом нагружении образцов из титана ВТ20:
а – испытание № 51, σ_{i1} = 951 МПа, t = 42 цикла; *б* – испытание № 54, σ_{i2} = = 884 МПа, t = 881 цикл; *в* – испытание № 60, σ_{i3} = 837 МПа, t = 13600 циклов; W, ν – энергия и частота акустического сигнала соответственно

размерность сигналов АЭ почти не изменяется – это указывает на одинаковые начальные условия выхода системы из равновесия.

В диапазонах частот 350...470, 520...680 и 710...900 кГц генерируются сигналы АЭ, вызванные формированием и развитием дислокационных субструктур, которые влияют на образование микротрещин.

Сигналы АЭ, возникающие при завершении фрагментации материала и образовании мезообъемов, их разворотов, появлении и развитии микро- и макротрещин, генерируются в диапазоне 100...270 кГц [9], т.е. в этом диапазоне отражается изменение конфигурации элементов структуры материала относительно друг друга.

Заключение

Анализ графиков фрактальной размерности сигналов АЭ в выбранных диапазонах частот 100...270, 350...470, 520...680 и 710...900 кГц показал, что для прогнозирования длительной прочности конструкционных материалов более информативным является диапазон 100...270 кГц, который наиболее четко выявляет динамически более устойчивую структуру конструкционного материала.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Конева Н.А., Тришкина Л.И., Соснин О.В., Целермаер В.В., Коваленко В.В.** Дислокационные субструктуры и их трансформация при усталостном нагружении (обзор) // Известия вузов. Физика. 2002. № 3. С. 87–98.

2. **Сысоев О.Е.** Корреляция механизмов усталостного разрушения с параметрами акустической эмиссии в представлении мезомеханики // Вестник ГОУ ВПО "КнАГТУ": Вып. 3 Сб. 2. Ч. 1. Прогрессивные технологии в машиностроении: сб. науч. тр. / ГОУ ВПО "КнАГТУ", 2002. С. 95–99.

3. **Сысоев О.Е.** Мониторинг изменения структуры материалов при циклических нагружениях по сигналам акустической эмиссии // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование. № 1(74)/2009. Механика, материаловедение. Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, 2009. С. 83–89.

4. **Сысоев О.Е., Жбанов С.А.** Программное обеспечение для управления испытательной машиной МИ-40КУ (ПО "ТМ-40 Manager"): свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2008611115. 2008.

5. **Сысоев О.Е., Беляков А.Ю., Башков О.В.** Программное обеспечение для регистрации сигналов акустической эмиссии "AERecoder" (ПО AERecoder): свидетельство о регистрации программы для ЭВМ № 2007610113. 2007.

6. **Брагинский А.П.** О прогнозировании структурных перестроек в материалах по особенностям коллективного поведения источников АЭ/ Физические аспекты прогнозирования разрушения и деформирования гетерогенных материалов. Л., 1987. С. 55–75.

7. **Смирнов Б.И.** Дислокационная структура и упрочнение кристаллов. Л.: Наука, 1981. 236 с.

8. **Акустическая** эмиссия в экспериментальном материаловедении / Н.А. Семашко, Б.Н. Марьин и др.; под общ. ред. Н.А. Семашко. М.: Машиностроение, 2002. 240 с.

9. **Шип В.В., Муравин Г.Б., Лезвинская Л.М., Самойлова И.С.** Анализ акустических и механических параметров развития трещин нормального разрыва и поперечного сдвига в конструкционном материале // Дефектоскопия. 1992. № 11. С. 13–24.

Олег Евгеньевич Сысоев, доцент,
fks@knastu.ru

УДК 621.762.227

Е.В. Агеев, В.Н. Гадалов, Б.А. Семенихин, Е.В. Агеева, Р.А. Латыпов
(Юго-Западный государственный университет, г. Курск)

Получение износостойких порошков из отходов твердых сплавов*

Рассмотрены метод и оборудование электроэрозионного диспергирования, позволяющие получать порошки из практически любых токопроводящих материалов, в том числе высокотвердые износостойкие порошки из отходов спеченных твердых сплавов.

The method and equipment of electroerosive dispersion permitting to receive powders from practically any conductive materials including hard abrasive resistant powders from scraps of hard alloys are considered.

Ключевые слова: получение порошков; вольфрам; отходы твердых сплавов; метод электроэрозионного диспергирования; установка электроэрозионного диспергирования; генератор импульсов.

Keywords: obtaining of powders; tungsten; scraps of hard alloys; electroerosive dispersion method; device of electroerosive dispersion; impulse generator.

Среди порошковых материалов, обладающих высокой твердостью и стойкостью к абразивному износу, одними из наиболее перспективных являются порошки на основе систем WC–Co, WC–TiC–Co и WC–TiC–TaC–Co, являющиеся основой спеченных твердых сплавов групп ВК, ТК и ТТК, которые нашли широкое распространение в качестве режущих, износостойких, буровых, штамповых и других материалов.

Анализ исследовательских работ в области твердых сплавов показал, что большинство из них связано с вопросом экономии вольфрама. Этот вопрос имеет актуальное значение в связи с дефицитом, дороговизной и непрерывным расширением областей применения вольфрама. С экономией вольфрама тесно связаны мероприятия по сбору отходов твердых сплавов и их переработка.

Применяемые в настоящее время механические и физико-химические способы получения порошков путем переработки отходов спеченных твердых сплавов отличаются крупнотоннажностью, энергоемкостью, большими производственными площадями, а также, зачастую, экологическими проблемами (сточные воды, вредные выбросы).

Одним из наиболее перспективных методов получения порошка, практически из любого токопроводящего материала, в том числе и твердого сплава, отличающимся относительно невысокими энергетическими затратами, безвредностью и экологической чистотой процесса, отсутствием механического износа оборудования, получением порошка непосредственно из кусков твердого сплава различной формы за одну операцию, получением частиц преимущественно сферической формы размером от нескольких нанометров до сотен микрон, является метод *электроэрозионного диспергирования* (ЭЭД) [1–3].

Первые исследования по применению электрической эрозии металла для получения порошков относятся к 40-м годам прошлого столетия. В 1943 г. Б.Р. Лазаренко и Н.И. Лазаренко предложили использовать эффект электрической эрозии для получения высокодисперсных порошков.

Несмотря на достаточно высокую производительность порошкообразования, дисперсность порошка, возможности регулирования гранулометрического состава и степени охлаждения, а также относительно невысокие энергетические затраты и экологическую чистоту процесса, в отличие от других способов получения порошка из отходов твердых сплавов, способ получения металлического порошка методом ЭЭД не нашел широкого применения в промышленности. Это связано с недостаточной изученностью строения и свойств порошков, а также закономерностей процессов порошкообразования при электроэрозионном диспергировании отходов твердых сплавов.

В связи с этим последующие десятилетия были посвящены развитию физических исследований, которые были продолжены в СССР такими известными учеными, как Б.Н. Золотых, А.Д. Верхотуров, К.К. Намитоков и др. В зарубежной литературе США, Англии, Японии, Чехословакии, Германии и др. опубликован ряд исследований, которые продолжаются и в настоящее время.

Процесс ЭЭД представляет собой разрушение токопроводящего материала в результате локального воздействия кратковременных электрических разрядов между электродами. В зоне разряда под действием

* Работа выполнена в рамках реализации Федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009–2013 гг."

высоких температур происходят нагрев, расплавление и частичное испарение материала.

Для получения высокой температуры в ограниченной области малого объема необходима большая концентрация энергии. Достижение этой цели осуществляется использованием импульсного напряжения, а ЭЭД осуществляется в жидкой среде (рабочей жидкости), которая заполняет зазор между электродами, называемый *межэлектродным промежутком* (МЭП) или межэлектродным зазором.

Учитывая, что любая гладкая поверхность имеет свой макро- или микрорельеф, между двумя электродами всегда найдутся две точки, расстояние между которыми будет меньше, чем между другими точками поверхностей электродов. При подключении к электродам источника электрического тока между ними начинает протекать ток, и возникает электрическое поле, напряженность которого на участке, где зазор между электродами минимален, будет достигать наибольшего значения. Расположение этого участка зависит от местных выступов, неровностей на электродах, от наличия и размеров электропроводных частиц, находящихся в межэлектродном промежутке.

Существует несколько различных взглядов, объясняющих электрическую эрозию тепловым действием электрического разряда. Из значительного количества предложенных теорий механизмов электрической эрозии наиболее признанными являются электродинамическая теория электрической эрозии, обоснованная Б.Р. Лазаренко и Н.И. Лазаренко, тепловая теория электрической эрозии, предложенная Б.Н. Золотых, и нашедшие дальнейшее развитие в работах А.Д. Верхотурова, К.К. Намитокова и других исследователей [4].

В месте действия импульса тока на поверхности электродов появляются небольшие углубления – лунки, образовавшиеся вследствие удаления импульсным разрядом некоторого количества материала. Количество материала, удаленного одиночным импульсом с поверхности обрабатываемой детали, и форма получившейся лунки зависят от энергии импульсных разрядов, их длительности и свойств диспергируемого материала.

Продукты эрозии удаляются из лунки в жидком и парообразном состоянии, а также в результате хрупкого разрушения. Причем количество удаляемого из лунки материала в жидкой фазе увеличивается с возрастанием энергии и длительности импульса, а частицы материала, образовавшиеся из паровой фазы, коагулируя, формируют конгломераты неправильной геометрической формы [5].

Таким образом, осуществляется электрическая эрозия материала, показанная на примере действия одного импульса, с образованием одной эрозионной лунки на поверхности и частиц порошка в *рабочей жидкости* (РЖ). После прекращения действия импульсного разряда напряжение на электродах падает. Начинается процесс деионизации РЖ, т.е. нейтрализация заряженных частиц, и электрическая прочность РЖ восстанавливается. МЭП подготавливается для прохождения очередного разряда.

Описанный процесс ЭЭД представлен на рис. 1. Импульсное напряжение генератора импульсов *1* прикладывается к электродам *2* и *3* и далее к пластинам твердого сплава *6* (в качестве электродов также служат пластины твердого сплава). При достижении напряжения определенной величины происходит электрический пробой рабочей жидкости *5*, находящейся в межэлектродном пространстве с образованием канала разряда *7*.

Благодаря высокой концентрации тепловой энергии материал в точке разряда *8* плавится и испаряется, РЖ испаряется и окружает канал разряда газообразными продуктами распада *9* (газовым пузырем). В результате развивающихся в канале разряда и газовом пузыре значительных динамических сил капли расплавленного материала *4* выбрасываются за пределы зоны разряда в РЖ, окружающую электроды, и застывают в ней, образуя сферические или эллиптические частицы порошка твердого сплава.

Для практического осуществления процесса ЭЭД через МЭП должны проходить импульсы тока с определенной амплитудой и частотой, разделенные интервалами, во время которых ток между электродами отсутствует.

Тепловой эффект, создаваемый стационарной дугой, для ЭЭД непригоден, так как при этом расплавляются большие объемы материала. Поэтому существенным условием нормального хода процесса ЭЭД является необходимость стабильного поддерживания импульсного тока и предупреждение перехода импульсных разрядов в электрическую дугу.

Формирование импульсов электрической энергии, подаваемых в МЭП, происходит с помощью специальных генераторов импульсов.

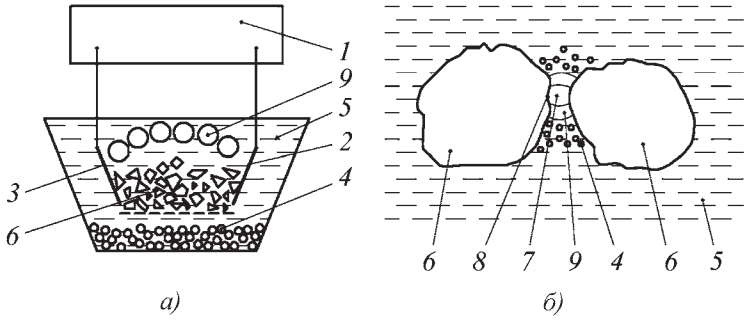


Рис. 1. Процесс ЭЭД:
а – схема реактора установки; *б* – схема процесса

Генератор импульсов (ГИ) — это устройство, преобразующее переменный ток промышленной частоты и формирующее импульсы заданной амплитуды, длительности и частоты следования [6–8].

ГИ должны отвечать определенным требованиям: иметь высокий КПД, сохранять в процессе ЭЭД установленный режим диспергирования, т.е. быть стабильными в работе и удовлетворять технологическим требованиям ЭЭД.

Для ЭЭД применяют многочисленные схемы генераторов импульсов. Четкой классификации еще не установлено, однако по принципу действия ГИ могут быть разделены на два основных типа.

К первому типу генераторов, в которых формирование импульсов (как напряжения, так и тока) осуществляется за счет нелинейного характера сопротивления МЭП, относятся релаксационные генераторы (по названию наиболее распространенной группы генераторов этого типа). Параметры импульсов в таких генераторах зависят от состояния МЭП и характера нагрузочной цепи, так как накопление энергии происходит в реактивных элементах цепи, т.е. в емкости или индуктивности.

Генераторы, в которых импульсы создаются без использования нелинейных свойств МЭП, а лишь подводятся к последнему для осуществления процесса электрической эрозии, относятся ко второму типу, это разрядные, машинные и полупроводниковые генераторы импульсов.

Такая классификация генераторов, по-видимому, правильнее отражает различие в принципе их работы, чем встречающееся иногда в литературе деление генераторов на зависимые и независимые от межэлектродного промежутка. Очевидно, что не могут существовать пригодные для эксплуатации ГИ, чьи параметры (напряжение, ток, длительность) существенно не зависели бы от величины и состояния межэлектродного промежутка.

В настоящее время для ЭЭД металлов и других токопроводящих материалов предложено и применяется очень много разнообразных схем генерирования импульсов электрической энергии (генераторов импульсов). Однако можно установить, что в большинстве схем используются следующие два основных метода генерирования импульсов.

Первый метод применяют для получения импульсов электрической энергии значительной длительности с малой скважностью. В таких ГИ импульсы тока формируются прерыванием тока первичного источника питания.

При генерировании импульсов в таких ГИ от источника питания через коммутирующее устройство и токоограничивающую цепь в МЭП поступает электрическая энергия в те моменты, когда коммутирующее устройство находится в проводящем состоянии. Длительность и скважность получаемых импульсов задаются коммутирующим устройством, а амплитуда тока – напряжением источника питания и сопротивлением токоограничивающей цепи.

Обычно получаемая скважность невелика: при больших скважностях этот метод генерирования становится неэкономичным (источник питания должен быть рассчитан на мощность импульса вместо средней мощности в случае генерирования импульсов по второму методу). Все ГИ, работающие по первому методу, должны быть отнесены ко второму типу.

Разновидность этого метода генерирования импульсов электрической энергии используется в специальных электрических машинах и вентильных схемах. Здесь коммутирующее устройство в явном виде отсутствует, а получение требуемых импульсов тока осуществляется за счет специальной формы напряжения источника питания.

Для генерирования импульсов большой мощности с малой скважностью применяются электрические машины со специальной конструкцией магнитных систем, что позволяет вместо постоянного или синусоидального напряжения генерировать импульсные напряжения. Однако подобные машины не могут генерировать импульсы с высокой частотой повторения, что необходимо для повышения производительности процесса.

Для получения импульсов с высокой частотой повторения используют генераторы, создающие гармонические колебания повышенной частоты (обычно до 20...40 кГц).

По описанному методу могут генерироваться также и импульсы с невысокой частотой повторения, но большой мощности. Для этой цели в качестве источника питания применяют непосредственно силовую, обычно трехфазную сеть, иногда искажая синусоидальную форму напряжения, например, с помощью магнитонасыщенных трансформаторов.

Для получения импульсов тока с большей скважностью вентильные генераторы могут быть выполнены на управляемых вентилях (игнитронах, тиристорах) [9]. Это позволяет получать импульсы тока с регулируемыми в значительных пределах амплитудой и длительностью. Частота повторения задается источником питания.

При использовании полностью управляемых электронных или полупроводниковых приборов в качестве коммутирующих устройств по этому методу могут генерироваться импульсы в широком диапазоне длительностей, частот повторения, а также с изменяемой в широких пределах скважностью. Различие будет только в типе применяемого прибора: для генерирования импульсов с большой скважностью необходимо использовать импульсные лампы и тиристоры, для генерирования импульсов с малой скважностью применя-

ют обычные генераторные лампы и мощные транзисторы.

Применение транзисторов для генерирования импульсов электрической энергии перспективно, но ограничивается отсутствием мощных транзисторов с требуемыми характеристиками.

Основными недостатками таких генераторов являются реализация в нагрузке импульсных мощностей, не превышающих мощность питающей сети, и непосредственное включение нагрузки в цепь питающей сети.

Второй метод применяют для получения коротких импульсов с большой скважностью. В таких ГИ осуществляется предварительное накопление электрической энергии и импульсная ее отдача в нагрузку.

При генерировании импульсов по этому методу электрическая энергия от источника питания через токоограничивающую цепь в требуемом количестве запасается в накопителе. При этом коммутирующее устройство (в генераторах второго типа) или межэлектродный промежуток (в генераторах первого типа) должны находиться в непроводящем состоянии.

В определенный момент коммутирующее устройство переводится в проводящее состояние (в генераторах первого типа происходит пробой МЭП). Запасенная в накопителе порция электрической энергии выделяется в МЭП в виде короткого импульса большой мощности, на несколько порядков превышающей мощность питающей сети.

МЭП обладает свойствами, необходимыми для успешной коммутации энергии. Если считать, что МЭП может играть роль коммутирующего устройства, то принципиальных различий в цикле работы между генераторами импульсов второй группы первого и второго типов нет.

Так как МЭП заполнен жидким диэлектриком, проводимость которого практически равна нулю, то до определенного времени он, находясь в непроводящем состоянии, не препятствует накоплению энергии в накопителе. По мере увеличения запаса энергии напряжение на накопителе повышается и достигает значения, при котором наступает нарушение электрической прочности промежутка между электродами – пробой.

МЭП практически мгновенно переходит из непроводящего состояния в состояние высокой проводимости, и энергия, запасенная в накопителе, выделяется в виде импульса большой мощности в рабочем промежутке, производя эрозию.

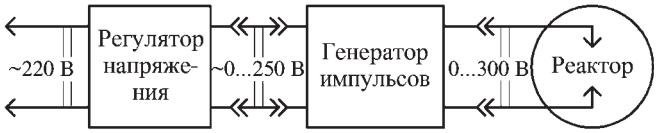


Рис. 2. Структурная схема установки ЭЭД

В качестве накопителя применяют электрохимические, электромеханические, индуктивные и емкостные накопители энергии [10–15].

Наилучшие показатели по импульсной мощности и допустимому току короткого замыкания, отнесенные к объему, массе и стоимости, имеют в настоящее время емкостные накопители энергии (электрические конденсаторы), наиболее широко применяющиеся в генераторах импульсов электроэрозионных установок.

В ГИ с большой скважностью второго типа могут использоваться источники питания высокого напряжения и высоковольтные конденсаторы. Это позволяет получать большие мощности при сравнительно малых токах, что уменьшает потери энергии в коммутирующих устройствах. Однако в этом случае между генератором и МЭП должен устанавливаться согласующий импульсный трансформатор.

ГИ с большой скважностью второго типа имеют существенные преимущества перед аналогичными генераторами первого типа. Они позволяют получать короткие импульсы большой мощности с высокой частотой следования, что обеспечивает большую производительность процесса ЭЭД. Кроме этого, если цепи заряда и разряда накопителя разобщены, то режим разряда на нагрузку практически не влияет на процессы передачи энергии от питающей сети в накопитель. Поэтому в настоящее время генераторы импульсов второго типа начинают широко применять, несмотря на их сложность.

В общем случае установка ЭЭД должна состоять из генератора импульсов, формирующего импульсы заданной амплитуды, длительности и частоты следования, и реактора, в котором непосредственно и происходит процесс диспергирования.

На основании проведенных исследований установок для осуществления процесса ЭЭД авторами статьи была разработана экспериментальная установка ЭЭД (рис. 2), состоящая из регулятора напряжения, генератора импульсов и реактора.

Регулятор напряжения служит для регулирования и установки необходимого переменного напряжения на входе генератора импульсов в пределах от 0 до 250 В. В качестве регулятора напряжения был использован регулятор напряжения однофазный РНО–250–10 ТУ 16-517.298–70.

ГИ, внешний вид и структурная схема которого представлены на рис. 3 и 4, собран по однозвенной схеме с резонансным зарядом рабочего емкостного накопителя от источника постоянного напряжения. ГИ состоит из двух основных функциональных узлов: силового блока и блока управления.

В состав силового блока входят: однофазный выпрямитель, преобразующий переменное напряжение 0...250 В в постоянное; опорная батарея конденсаторов, фильтрующих выпрямленное напряжение; зарядный

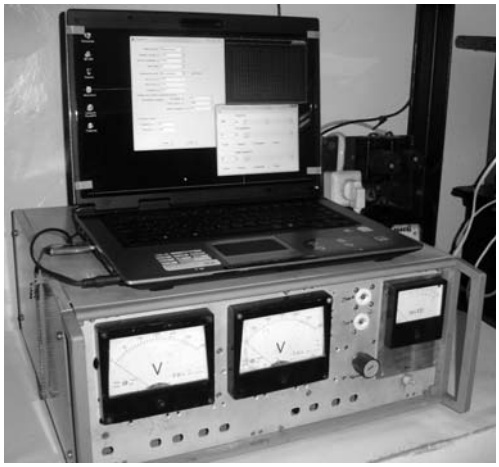


Рис. 3. Внешний вид ГИ установки ЭЭД

тиристорный коммутатор, обеспечивающий резонансный заряд рабочего накопителя и его отключение от опорной батареи конденсаторов на время формирования импульса разрядного тока; рабочий накопитель, накапливающий электрическую энергию и отдающий ее в нагрузку; разрядный тиристорный коммутатор, подключающий заряженный рабочий накопитель к нагрузке и исключающий влияние режимов разряда на режимы потребления электрической энергии от питающей сети.

Для контроля за режимами работы силового блока предусмотрены: вольтметр постоянного напряжения (*U* опорное), индицирующий напряжение на опорной батарее конденсаторов и вольтметр амплитудных значений (*U* рабочее), индицирующий максимальное напряжение на рабочем накопителе.

Блок управления предназначен для выдачи сигналов управления зарядным и разрядным коммутаторами, определения и индикации рабочей частоты генератора импульсов, оперативного изменения режимов в процессе работы и настройки. В состав блока управления входят задающий генератор, выполненный на основе управляемого мультивибратора, с регулятором и индикатором рабочей частоты; выходные формирователи сигналов управления зарядным и разрядным коммутаторами и блок питания, обеспечивающий работу блока управления.

ГИ работает следующим образом. Задающий генератор вырабатывает тактовые импульсы, частота которых может регулироваться и отображается индикатором рабочей частоты. Из этих импульсов формируются импульсы управления зарядным и разрядным коммутаторами, поступающие на выходные формирователи, которые формируют сигналы управления зарядным и разрядным коммутаторами, соответствующей частоты и амплитуды, а также обеспечивают гальваническую развязку (на основе оптопары) между силовым блоком и блоком управления и помехозащищенность блока управления.

Под воздействием сигналов управления зарядным и разрядным коммутаторами происходит их периодическое включение и выключение с частотой, определяемой задающим генератором. В результате этого обеспечивается периодический заряд рабочего накопителя от питающей сети и его разряд на нагрузку (межэлектродный промежуток).

В данном ГИ в качестве задающего генератора может использоваться любой другой внешний генератор, а также персональный компьютер (см. рис. 4), генерирующий сигналы различной формы, частоты и амплитуды с помощью специальной программы–генератора и установленной звуковой карты.

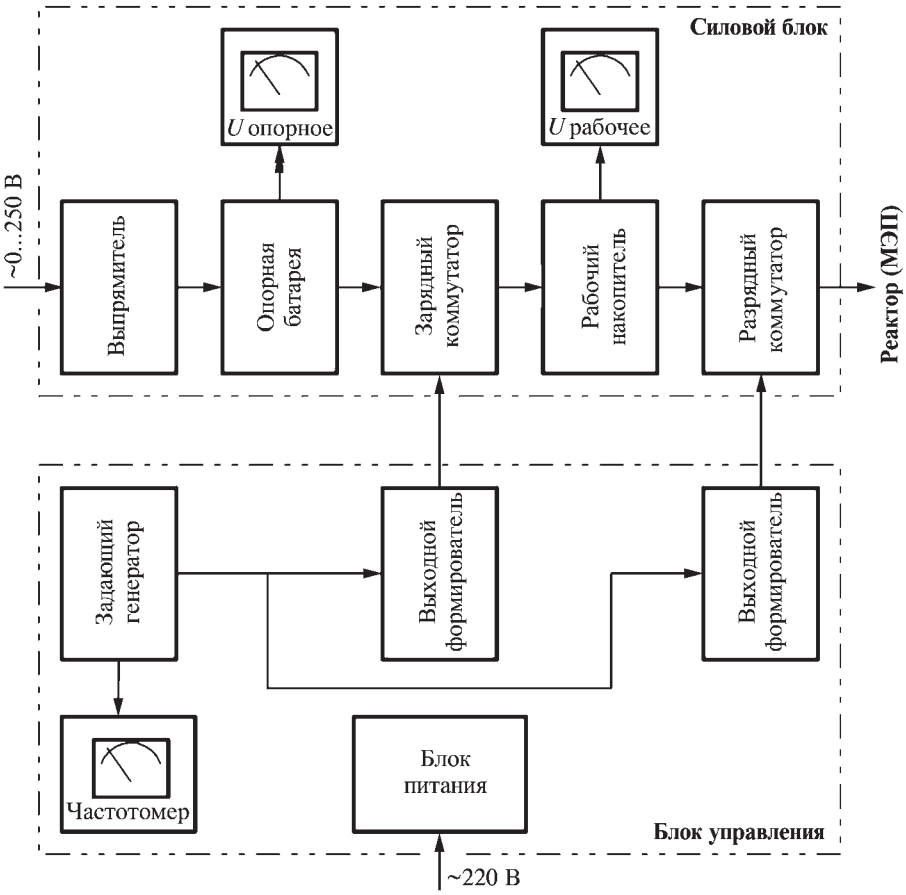


Рис. 4. Структурная схема ГИ установки ЭЭД

Таким образом, проведенные исследования позволили осуществить выбор эффективного метода переработки отходов твердых сплавов и разработать устройство для практического его осуществления. Разработанная и созданная установка позволит провести аттестацию конечных продуктов и разработать технологические рекомендации по их дальнейшему применению в технологических процессах восстановления и упрочнения деталей машин и т.п.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А.** Выбор метода получения порошковых материалов из отходов спеченных твердых сплавов // Известия Самарского научного центра РАН. Самара: Изд-во Самарского науч. ц-ра РАН, 2009. Спец. вып.: Актуальные проблемы машиностроения. С. 12–15.

2. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А., Латыпов Р.А.** Перспективный метод переработки отходов спеченных твердых сплавов // Экономика природопользования и природоохраны: сб. ст. XII Междунар. науч.-практ. конф. Пенза: Приволжский дом знаний, 2009. С. 58–62.

3. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А.** Утилизация отходов твердого сплава методом электроэрозионного диспергирования // Современные техника и технологии: сб. тр. XV Междунар. науч.-практ. конф.: в 2-х т. Т. 2. Томск: Изд-во Томского политехн. ун-та, 2009. С. 7–8.

4. **Дворник М.И.** Разработка физико-химических и технологических основ переработки вольфрамокобальтового твердого сплава электроэрозионным диспергированием: дис. ... канд. техн. наук. Хабаровск, 2006. 116 с.

5. **Марусина В.И., Филимоненко В.Н.** Взаимосвязь теплового режима искрового разряда с формой и диапазоном распределения частиц микропорошка карбида вольфрама по размерам // Порошковая металлургия. 1984. № 6. С. 10–14.

6. **Агеев Е.В., Семенихин Б.А., Латыпов Р.А.** Разработка генератора импульсов установки электроэрозионного диспергирования // Информационно-измерительные, диагностические и управляющие системы. Диагностика – 2009: сб. мат. Междунар. науч.-техн. конф.: в 2-х ч. Ч. 2. Курск, 2009. С. 144–147.

7. **Немилов Е.Ф.** Справочник по электроэрозионной обработке материалов. Л.: Машиностроение, Ленинградское отд-ние, 1989. 164 с.

8. **Немилов Е.Ф.** Электроэрозионная обработка материалов. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1983. 160 с.

9. **Данилевич С.И.** О переходе 3-фазного мостового преобразователя из режима непрерывного в режим прерывистого тока // Электричество. 1982. № 6. С. 61–63.

10. **Беркович Е.И. и др.** Тиристорные преобразователи повышенной частоты для электротехнологических установок. Л.: Энергоатомиздат, 1983. 208 с.

11. **Бойко А.Ф.** Тиристорный генератор импульсов для высокопроизводительной электроэрозионной вырезки // Электронная обработка металлов. 1981. № 2. С. 78–80.

12. **Губаревич В.Н. и др.** Стабилизаторы тока на базе последовательных инверторов со встречно-параллельными вентилями // Стабилизированные источники питания для потребителей с переменной нагрузкой. Киев: Наукова думка, 1984. С. 11–18.

13. **Милях А.Н., Муратов В.А., Щерба А.А.** Особенности управления режимами источников питания установок электроэрозионного диспергирования металлов // Проблемы преобразовательной техники. Ч. 5. Киев, 1983. С. 201–204.

14. **Милях А.Н., Муратов В.А., Щерба А.А.** Стабилизация режимов объемного электроэрозионного диспергирования металлов // Состояние и перспективы развития электротехнологии. Иваново: ИЭИ им. В.И. Ленина, 1985. Ч. 2. С. 161–162.

15. **Пентегов И.В.** Основы теории зарядных цепей емкостных накопителей энергии. Киев: Наукова думка, 1982. 424 с.

Евгений Викторович Агеев, канд. техн. наук,
ageev_ev@mail.ru;
Владимир Николаевич Гадалов, д-р техн. наук;
Борис Анатольевич Семенихин,
ст. преподаватель;
Екатерина Владимировна Агеева, преподаватель;
Рашит Абдулхакович Латыпов, д-р техн. наук

×èòàéòå â ñëäóþùåì íîìåðå:

- **Êîñòåðåâ Â.Á., Ãðîìîâ Â.Å., Èâàíîâ Þ.Ô., Åôèìîâ Î.Þ., Êîíîâàëîâ Ñ.Â.** Çàêîíîìåðíîñòè ôîðìèðîâàíèÿ ñòðóêòóðû, ôàçîâîãî ñîñòàâà è äèñëîêàöèîííîé ñóáñòðóêòóðû ïðè òåðìîìàõàíè÷åñêîì óïðî÷íåíèè ñòàëè 09Ã2Ñ
- **Ìóðàâüåâ Â.È, Ìåëüíè÷óê À.Ô., Áàõìàòîâ Ï.Â.** Èñïëåäîâàíèå âëèÿíèÿ äèôôóçèîííûõ ïðîöåññîâ âçàèìîäåéñòâèÿ ïîðîøêîâûõ ÷àñòèö ñïëàâà 2Ì2À è ëèñòîâûõ çàãîòîâîê èç ñïëàâà ÂÒ20 íà ñâîéñòâà êîìïîçèöèîííûõ êîíñòðóêöèé

УДК 621.77

К.В. Волков*, Б.Н. Марьин, В.А. Ким, А.И. Евстигнеев, Т.В. Новикова*, С.Б. Марьин, В.И. Шпорт *(*ОАО "Амурметалл", Комсомольский-на-Амуре государственный технический университет)*

Исследование структуры и свойств стали 25Г2С после многоручьевой прокатки

Приведены результаты производственных исследований влияния вариантов и режимов прокатки на микроструктуру и свойства стали 25Г2С.

The results of production studies of the effect of options and regimes of rolling on the microstructure and properties of steel 25G2S are considered.

Ключевые слова: многоручьевая прокатка; скорость и температура прокатки; механические свойства и микроструктура изделия.

Keywords: polystream rolling; rolling speed and temperature; mechanical properties and microstructure of product.

Введение. Физико-механические и эксплуатационные свойства материала определяются его исходным состоянием и технологией изготовления. При ОМД трансформация структуры происходит наиболее активно за счет развития дефектов кристаллического строения и деформационного упрочнения, инициированного пластической деформацией, и эта закономерность целенаправленно используется для повышения прочностных характеристик изделия.

Степень пластической деформации при ОМД и напряженно-деформированное состояние металла распределены неоднородно по сечению профиля и зависят от геометрии и габаритных размеров заготовок и готового продукта, режимов пластической деформации и тепловых условий нагрева и охлаждения материала в процессе обработки.

При прокатке условия пластической деформации материала и развитие микроструктуры в первую очередь определяются скоростью прокатки, температурой процесса и перепадом температур на входе и выходе технологического цикла. Изменение строения поликристаллического материала можно оценить с помощью количественных показателей интерфейса структурного состояния, в частности, плотности границ зерен q, параметра организации структуры Q и фрактальной размерности границ D [1].

В статье изложены результаты производственных исследований по влиянию режимов прокатки на микроструктуру и свойства арматурной стали класса А-III (А400), № 12 из стали 25Г2С (ГОСТ 5781–82).

Методика исследования. Основной химический состав арматурной стали, из которой изготовляли изделие, представлен в табл. 1. Химический состав незначительно изменялся от плавки к плавке, но в пределах допустимых значений по ГОСТ.

Различные деформационно-тепловые условия процесса прокатки достигали варьированием скорости прокатки и температурного перепада между клетями. Скорость прокатки изменялась в диапазоне 12...16 м/с, максимальная температура на 2-й клети составляла 1170 °С, а минимальная температура на 20-й клети – 1040 °С, что значительно выше температуры полиморфных превращений в стали 25Г2С. Технология прокатки арматуры предусматривала термоупрочнение.

Микроструктуру материала исследовали на металлографическом микроскопе МИКРО-200. Размер зерна и количественные параметры микроструктуры определяли с помощью программы для ЭВМ МикроТест и Image.Pro.Plus.5.1.

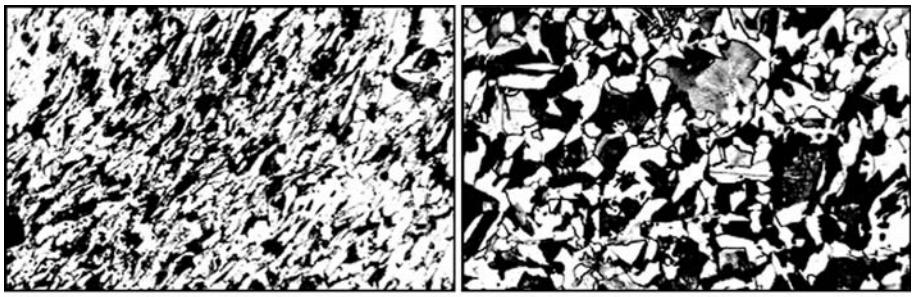
Количественные характеристики интерфейса структурного состояния рассчитывали по следующим формулам [1]:

– *плотность границ зерен*

$$q = \frac{1}{N}\sum_{N}\left(\frac{P_i}{S_i}\right); \qquad (1)$$

1. Основной химический состав прокатанной арматурной стали, % мас.

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Sn	Al	Nb
0,20...0,29	1,06...1,2	0,38...0,68	0,008...0,023	0,014...0,032	0,04...0,05	0,14...0,17	0,25...0,34	0,012...0,015	0,009...0,013	0,006...0,009	0,008...0,009



а) *б)*

Рис. 1. Микроструктура в поперечном сечении готового проката в различных зонах (×250):
а – по месту разделения; *б* – основная структура

– *параметр организации структуры*

$$Q = \frac{1}{2}\sum_{N}\left(\frac{P_i}{S_i}D_i\right), \qquad (2)$$

где P_i – периметр; S_i – площадь; D_i – фрактальная размерность i-го зерна; N – общее количество микрообъектов, зафиксированных на одном снимке.

Твердость определяли с помощью твердомера Виккерса, механические свойства (предел текучести $\sigma_т$, предел прочности на растяжение $\sigma_в$ и относительное удлинение δ) вычисляли по диаграммам растяжения, полученным на универсальной испытательной машине INSTRON-3382.

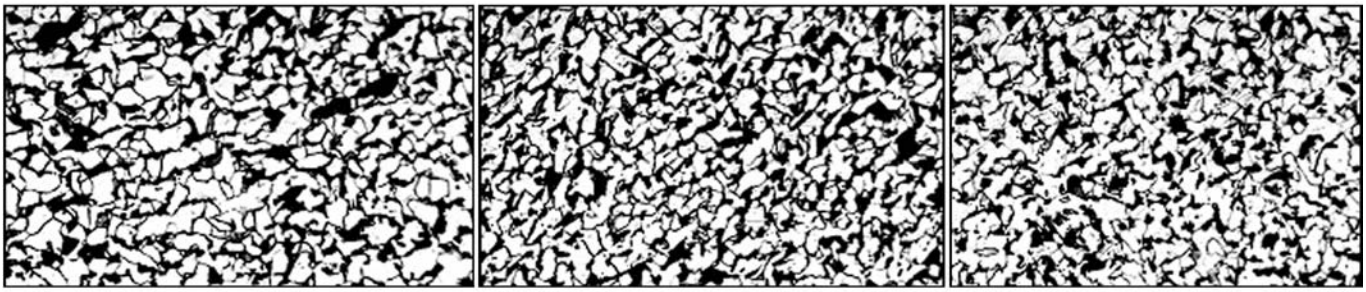
Результаты и их анализ. На рис. 1 приведены микроструктуры разных зон профиля сечения готового изделия. Прокатка осуществлялась на скорости 12 м/с без термоупрочнения в две нитки.

Из рис. 1 видно, что металл в процессе прокатки в разных сечениях подвергается разной степени деформации, при этом в зоне разделения профилей в структурной организации просматривается ближний порядок между зернами, текстура и начальные процессы рекристаллизации. Основная структура имеет ферритно-перлитное строение и незначительное содержание бейнита. В зоне контакта деформируемого материала с валками в зернах феррита возможно образование видманштетта из-за высокой температуры и его градиента и, как следствие этого, повышенной скорости охлаждения. Наличие бейнита указывает, что деформация металла происходит в аустенитной фазе, приводящей к стабилизации последней, поэтому его разложение протекает не по мартенситному механизму.

Основная структурная область характеризуется следующими количественными структурными показателями: D = 1,3006 и Q = = 62,086 мкм$^{-1}$, а зона разделения профилей: D = 1,2016 и Q = 153,993 мкм$^{-1}$. Повышение параметра организации структуры Q является следствием более высокой пластической деформации, приводящей к измельчению зерен, а снижение фрактальной размерности D связано с наведением ближнего порядка в межзеренной ориентации, возникающей при интенсивной объемной ассиметричной пластической деформации.

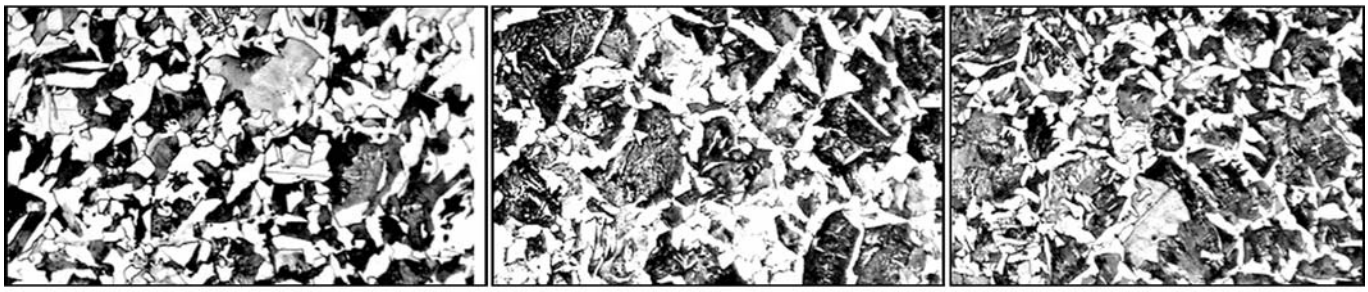
Локальный ближний порядок в зеренной организации проявляется в их ориентации в одном направлении и образовании между зернами границ с прямолинейными участками. Характер распределения структуры по сечению сказывается в неоднородности физико-механических свойств изделия.

На рис. 2 показаны структуры основных областей сечения профиля, полученные при прокатке на скорости 16 м/с с использованием секции термоупрочнения, а на рис. 3 – основные структуры, полученные при прокатке без термоупрочнения на скоростях 12; 13,5 и 14 м/с. В табл. 2 приведены результаты компьютерной обработки этих микроструктур.



а) *б)* *в)*

Рис. 2. Основная микроструктура арматуры после прокатки в одну нитку с термоупрочнением (×250):
а – плавка 23694, температура на 2-й/20-й клети 1160/1060 °С; *б* – плавка 23697, температура 1140/1040 °С; *в* – плавка 23699, температура 1140/1040 °С



а) *б)* *в)*

Рис. 3. Основная микроструктура арматуры после прокатки без термоупрочнения (×250):
а – скорость прокатки 12 м/с; *б* – 13,5 м/с; *в* – 14 м/с

На основании представленных результатов можно сделать следующие заключения. Характер пластической деформации определяется режимами прокатки и отражается на количественных показателях микроструктур, по которым сложно визуально выявить какие-либо изменения. Термоупрочнение приводит к повышению параметра организации структуры Q, но резкий подъем этой характеристики происходит не за счет изменения развитости границ раздела, а из-за роста количества микроструктурных объектов в результате измельчения зерна.

С повышением степени обжатия арматуры, прокатанной двухручьевой прокаткой без термоупрочнения, возрастают твердость и прочностные характеристики проката, что позволяет выбирать более высокие (производительные) скорости прокатки. При этом увеличиваются фрактальная размерность, плотность раздела и параметр организации структуры.

При охлаждении на воздухе формируется неоднородная структура, при этом перлитные зерна образуют крупные скопления, вокруг которых располагаются зерна феррита. При измерении твердости вероятность "попадания" алмазного наконечника на перлитное зерно выше, чем на ферритное. Повышенные значения фрактальной размерности указывают на развитость границ раздела и их более высокую потенциальную способность торможения пластической деформации. Все это в совокупности приводит к повышению твердости и более широкому диапазону рассеивания этой характеристики. Следовательно, наиболее активное влияние на твердость оказывает степень развитости границ раздела, которую количественно оценивают фрактальной размерностью. На рис. 4 показано влияние фрактальной размерности на твердость, подтверждающее эту закономерность.

Применение термоупрочнения (технологически возможно при прокатке в одну нитку) позволяет увеличить скорость прокатки до 2 м/с относительно двухручьевой прокатки. Превращение аустенита основной массы металла без учета поверхностной зоны упрочнения смещается в ферритную область (см. рис. 2), так как преобладающей структурной составляющей является феррит, твердость значительно снижается на 200...500 МПа.

Плотность границ раздела и параметр организации структуры повышается, а фрактальная размерность несколько снижается. Таким образом, термоупрочнение приводит не только к измельчению зерен, но и к образованию более однородной структуры с более развитой границей раздела. Высокая скорость прокатки и температура стимулируют развитие более одно-

2. Количественные показатели микроструктуры

Режим прокатки	Профиль, плавка, партия	Скорость прокатки, м/с	Температура на 2-й / 20-й клети, °С	D	q, мкм$^{-1}$	Q, мкм$^{-1}$	HV, МПа
Двухручьевая прокатка без термоупрочнения	№ 16, 24198, 2184	12	1160/1150	1,1945	1,2169	30	2110
	№ 14, 24196, 2193	13,5	1160/1150	1,2022	1,2212	50	2240
	№ 12, 24276, 2203	14	1170/1160	1,2042	1,3005	62	2370
Прокатка в одну нитку с термоупрочнением	№ 12, 23694, 54	16	1160/1060	1,1876	1,3367	201	1920
	№ 12, 23697, 55	16	1140/1040	1,1799	1,6999	227	1790
	№ 12, 23699, 56	16	1140/1040	1,1762	1,5151	184	1800

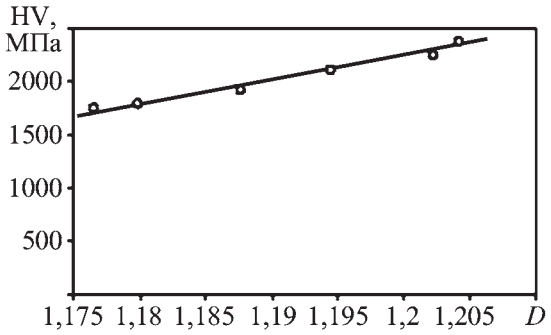


Рис. 4. Влияние фрактальной размерности границ зерен на твердость при прокатке

родной микроструктуры, а мелкое зерно повышает пластичность материала.

Выводы

1. Количественные показатели микроструктуры (фрактальная размерность *D* и параметр организации структуры *Q*) позволяют анализировать структурные изменения при прокатке, которые сложно идентифицировать визуально.

2. С повышением скорости прокатки повышается степень пластической деформации обрабатываемого материала, приводящая к измельчению зерен и повышению степени локального порядка зеренной организации.

3. Твердость основной микроструктуры определяется соотношением структурных составляющих (перлита) главным образом степенью развитости границ, которая проявляется в линейной зависимости между твердостью и фрактальной размерностью.

4. При двухручьевой прокатке с увеличением профилеразмера арматуры (№ 12÷14÷16) уменьшаются скорость прокатки, *D*, HV, *q* и *Q*, что связанно с напряжением металла (чем больше степень деформации, тем выше параметры *D*, *q*, *Q* и HV).

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Основы** технологических процессов ОМД / С.Б. Марьин, А.И. Евстигнеев, К.В. Волков, Б.Н. Марьин, Э.А. Дмитриев, В.И. Шпорт: учеб. пособие. Комсомольск-на-Амуре: ГОУ ВПО "КнАГТУ", 2009. 214 с.

Константин Владимирович Волков,
генеральный директор;
Борис Николаевич Марьин, д-р техн. наук;
Владимир Алексеевич Ким, д-р техн. наук;
Алексей Иванович Евстигнеев, д-р техн. наук;
Татьяна Викторовна Новикова,
начальник лаборатории;
Сергей Борисович Марьин, канд. техн. наук,
ser-bor-mar@yandex.ru;
Виктор Иванович Шпорт, д-р техн. наук

Î Î Î "Èçäàò åëüñò âî Ì àø èí î ñò ðî åí èå" ï ðî äî ëæàåò ï î äï èñêó í à æóðí àë

«Заготовительные производства в машиностроении»

- Çà í àëè÷í ûé è áåçí àëè÷í ûé ðàñ÷åò
- Ñ ëþ áî ãî í î ì åðà è í à ëþ áî é ñðî ê
- Áåç ï î ÷òî âû õ í àöåí î ê

Ï ðèñû ëàéòå çàêàç è î áðàù àéòåñü çà äî ï î ëí èòåëüí î é èí ô î ðì àöèåé â î òäåë ï ðî äàæ ì àðêåòèí ãà è ðåêëàì ûï

107076, ã Ì î ñêâà, Ñòðî ì ûí ñêèé ï åð., ä. 4,
òåë.: (499) 269-6600, 269-5298, ô àêñ: (499) 269-4897,
e-mail: realiz@mashin.ru, www.mashin.ru

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 05.10.2010 г. Подписано в печать 14.12.2010 г. Формат 60×88 1/8. Бумага офсетная. Печать офсетная.
Усл. печ. л. 5,88. Уч.-изд. л. 7,20. Заказ 941. 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.