

---

# НОВЫЕ МЕТОДЫ И ПРОГРЕССИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛИТЬЯ

621.745.56:621.7.044.4

**Г. В. Волков, В. М. Грабовый, В. Н. Цуркин, А. В. Мельник**

Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины, Николаев

## ТЕХНОЛОГИЯ ЭЛЕКТРОГИДРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ: УПРОЧНЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe-C

*Выполнен анализ эффективности упрочнения сплавов на основе системы Fe-C в результате электрогидроимпульсной обработки расплава. Представлены новые данные и результаты, обобщающие многолетний опыт работы по электрогидроимпульсной обработке расплава в ковше. Результаты приведены в сравнительной форме, удобной для восприятия.*

**Ключевые слова:** электрогидроимпульсная обработка, эффективность, упрочнение, Fe-C сплавы.

*Виконано аналіз ефективності зміцнення сплавів на основі системи Fe-C у результаті електрогідроімпульсної обробки розплаву. Представлено нові дані та результати, які узагальнюють багаторічний досвід роботи з електрогідроімпульсної обробки розплаву в ковші. Результати наведено в порівняльній формі, яка зручна для сприйняття.*

**Ключові слова:** електрогідроімпульсна обробка, ефективність, зміцнення, Fe-C сплави.

*The analysis of efficiency of influence of electrohydropulse treatment of melt on structure and properties of alloys on the basis Fe-C of system. The new data and results generalizing a long-term experience on electrohydropulse treatment of melt in a ladle are presented. The results are given in the comparative form convenient for perception.*

**Keywords:** elektrohydropulse treatment, efficiency, work-hardening, Fe-C alloys.

### Введение

Первоочередные задачи, которые ставит перед металлургами и литейщиками современное машиностроение, – разработка высокопрочных металлических материалов и эффективных технологий их получения. Решение проблемы базируется не только на целенаправленном влиянии на первичную структуру и фазовый состав отливок из сплавов на основе Fe-C при использовании регламентированного теплоотвода и факторов внешнего воздействия на жидкий и кристаллизующийся металл. Эффективными в этом направлении могут быть нереализованные еще резервы формирования оптимальной структуры с определенной заложенной металлогенетической природой и возможностями ее сохранения или положительной трансформации при последующих технологических операциях [1]. Сегодня доказана возможность управления этими процессами при использовании различ-

ных приемов и факторов, определяющих воздействия. Например, температурного фактора, реализуемого в КЛИТ-процессе, предусматривающем чередование периодов интенсивного теплоотвода с периодами подогрева (при этом количество импульсов «охлаждение - подогрев» должно быть не менее двух), в ОСПРЕЙ-процессе как промежуточном звене между порошковой металлургией и литьем и другими, концентрационного фактора (легиrowание, микролегиrowание и дрими), а также использование таких технологических факторов воздействия на расплав, как акустические и ультразвуковые колебания, электромагнитное перемешивание и др. [2-4]. Формирование новых технологий можно рассматривать на примере технологии легиrowания железоуглеродистых сплавов. Достаточно давно было известно, что правильный выбор состава и количественного соотношения легирующих элементов позволяет эффективно управлять механическими и эксплуатационными характеристиками литого металла. Последующие исследования показали преимущества легиrowания стали малыми добавками большого количества элементов. Эта технология базируется на неаддитивном влиянии легирующих элементов при их совместном присутствии [3]. В результате усложняется взаимодействие атомов основного металла и легирующих элементов, изменяются дислокационная структура и характер движения дислокаций, что усиливает эффект упрочнения [1]. Достигаемые при многокомпонентном легиrowании упрочнение и комплексное повышение свойств (пластичности, ударной вязкости, прокаливаемости и других [3]) сопровождаются сменой кинетики кристаллизации и фазовых превращений при закалке и отпуске. В перспективе – использование наноматериалов в качестве элементов-добавок [5, 6]. Такие изменения в технологии получения качественных отливок открывают возможности коренной смены структурных характеристик и улучшения служебных свойств при минимальном расходе материалов. С технологической точки зрения акустические способы имеют ряд преимуществ, а электрогидроимпульсная обработка (ЭГИО) расплава в ковше волноводом электроразрядного генератора упругих колебаний (ЭРГУК) характеризуется хорошими результатами по качеству литого металла и минимальными затратами на его предразливочную обработку (до 5 кВт·ч/т).

Используемые промышленные методы упрочнения характеризуются следующими недостатками:

- вакуумирование – очень дорого;
- легиrowание – дорого, низкая стабильность результатов;
- модифицирование – низкая стабильность результатов;
- обработка флюсом – дорого, экологически опасно;
- ультразвуковая обработка – ограниченная мощность, низкий КПД процесса;
- электромагнитное перемешивание – ограниченная мощность, большие габариты оборудования.

*Выделение нерешенной части проблемы.* Следует отметить, что ЭГИО – это эффективный способ создания экстремальных состояний расплава, в результате которых существенно изменяются структура и свойства железоуглеродистых сплавов в процессе кристаллизации, а также после термической обработки [7-10]. Получаемые результаты:

- гомогенизация расплава в макрообъеме;
- увеличение топологического беспорядка на атомарном уровне;
- искусственное переохлаждение расплава в локальных точках, изменение структуры жидкого расплава;
- рафинирование от газов;
- рафинирование от неметаллических включений;
- образование дополнительных центров кристаллизации в гетерогенном расплаве;
- изменение вязкости и поверхностного натяжения расплава;
- повышение жидкотекучести при стабилизации других параметров (практиче-

ское применение: снижение брака по неспаям и недоливу; повышение живучести расплава; снижение температуры разливаемой стали на 20–40 °С, уменьшение пригара на отливках; снижение затрат на электроэнергию; сокращение времени разливки металла);

- модифицирование структуры, изменение морфологии фаз;
- увеличение легируемости матрицы и образование сложнолегируемых интерметаллидов;
- усреднение химического состава по сечению отливки;
- устранение поверхностных и внутренних трещин; повышение выхода годной продукции; улучшение механических и эксплуатационных свойств;
- повышение трещиностойкости за счет ликвидации легкоплавких сернистых эвтектик на границах зерен, образование тугоплавких соединений и др.

Первая публикация [11] по использованию ЭГИО расплава для упрочнения металлических материалов была напечатана достаточно давно и описывала акустические характеристики способа. За этот период в технологию ЭГИО расплава внесено много новшеств, а сведения о них разобщены в многочисленных научных публикациях. Отметим только, что технологические приемы и оборудование для ЭГИО достаточно полно описаны в работах [12, 13], поэтому на этих аспектах останавливаться не будем.

*Целью работы* является обобщение экспериментально полученных данных по воздействию ЭГИО на сплавы системы Fe-C для повышения эксплуатационных характеристик и описание механизма этого воздействия.

*Процесс электрогидроимпульсной обработки.* ЭГИО расплава реализуется при высоковольтных пробоях промежутка в ЭРГУК между положительным электродом и торцевой поверхностью волновода, рис. 1. На первой стадии при электрическом разряде в межэлектродном промежутке ЭРГУК возникает плазменный канал, давление которого создает волновой процесс в стержне-волноводе и его торец генерирует в расплаве акустическое волновое поле. Временная длительность этого возмущения лежит в микросекундном диапазоне. После разрядной стадии в ЭРГУК идет формирование парогазовой полости, которая деформирует упругую мембрану, а торец волновода, который не деформируется, как на первой стадии, уже в миллисекундном диапазоне времен формирует в расплаве гидродинамические течения. Характер движения торца волновода в пределах одного импульса (разряда) схематично имеет две стадии.

*Первая стадия разряда.* Зависимость максимального давления, возникающего на первой стадии в волноводе вблизи его торца, пропорциональна энергии, запасаемой в конденсаторной батарее  $W_0$ . Отметим, что сам процесс передачи давления в расплав сопровождается определенными энергетическими потерями, так как граница “торец волновода - расплав” представляет собой границу раздела двух сред с различными волновыми сопротивлениями.

Чем больше разность между акустическими сопротивлениями сред, тем больше энергетические потери, что неизменно будет сказываться на обрабатываемости расплава. В табл. 1 приведены соответствующие данные для литейных металлов, относящихся к различным группам. Для расчетов взяты справочные данные [14], а в качестве материала волновода выбрана сталь марки СтЗсп, которая, как правило, используется для изготовления волноводноизлучательных систем в электрогидроимпульсных устройствах.

Видно, что при одних и тех же энергетических затратах ЭГИО различных металлов на стадии передачи разрядного импульса давления в расплав будет сопровождаться различными энергетическими потерями, которые меньше для железа, а для алюминия могут составлять до 30 %. Очевидно, что существует путь для уменьшения энергетических потерь обработки за счет подбора материала волновода. Однако более эффективный путь – учитывать эти неизбежные потери, обусловленные физической природой обрабатываемой среды, а для труднообрабатываемых расплавов – использовать более высокоэнергетические режимы нагружения.

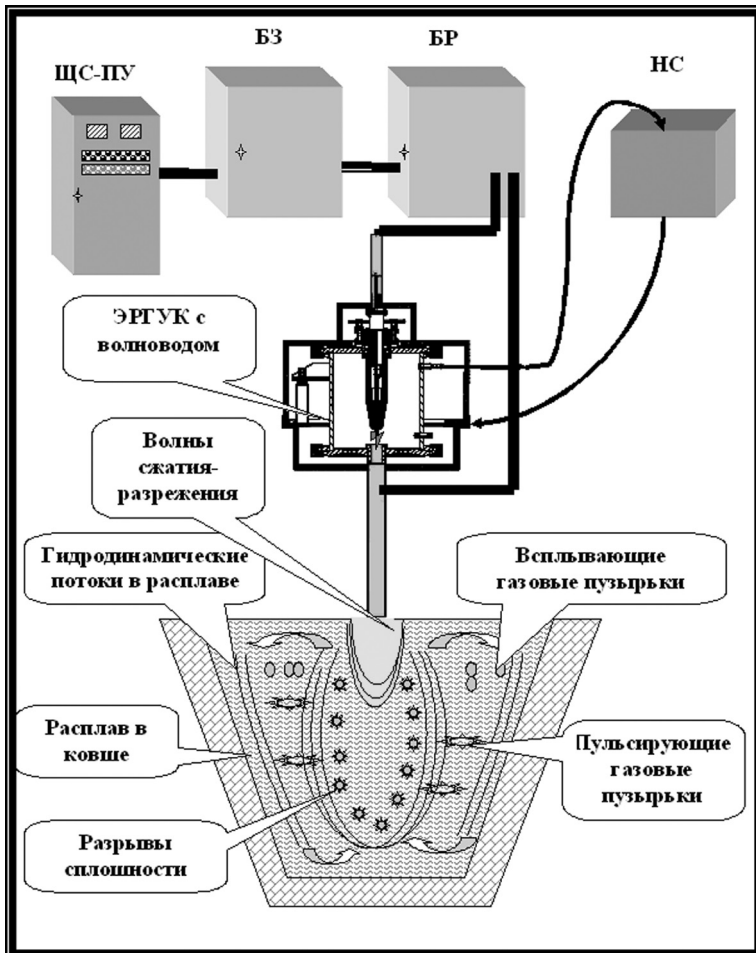


Рис. 1. Общая схема обработки: ЩС-ПУ – щит силовой-пульт управления; БЗ – блок зарядный на основе высоковольтного трансформатора-выпрямителя; БР – блок разрядный на основе высоковольтных импульсных конденсаторов и разрядника; НС – насосная станция для прокачки ЭРГУК водой; ЭРГУК – электроразрядный генератор упругих колебаний

Таблица 1. Акустические характеристики металлов

Металл	$C_v \rho_v, 10^{-5} \text{ кг/(с}\cdot\text{м}^2)$	$C_p \rho_p, 10^{-5} \text{ кг/(с}\cdot\text{м}^2)$	$m$	$P_p^{\max} / P_v^{\max}$
Al	396	110	3,6	0,68
Fe		370	1,07	0,99
Pb		204	1,9	0,90

Примечание:  $\rho_v, \rho_p$  – плотность материала волновода и расплава;  $C_v, C_p$  – скорость продольной звуковой волны в материале волновода и расплава соответственно;  $m = \rho_v C_v / \rho_p C_p$ ;  $P_p^{\max}$  – уровень прошедшего в расплав давления;  $P_v^{\max}$  – уровень давления, возникающего на первой стадии в волноводе вблизи его торца

На первой стадии основная функция ЭГИО сводится к формированию в расплаве акустических волн, которые могут вносить существенные изменения в свойства среды. Во-первых, при этом в расплаве возникают локальные акустические потоки. Они развиваются в вязком пограничном слое расплава вблизи препятствий

## Новые методы и прогрессивные технологии литья

(в роли которых могут выступать нерастворенные примеси и газовые пузырьки), вне пограничного слоя и в свободном неоднородном звуковом поле. Характер этих локальных потоков при ЭГИО существенно отличается от потоков при ультразвуковой обработке, так как поле давлений, генерируемое в расплаве при ЭГИО, является нестационарным и его амплитудно-частотный спектр лежит в области от нуля до сотни кГц [15]. К сожалению, еще не решены задачи точного описания течений в расплаве при возникновении существенно нестационарных волновых процессов и здесь нет оценок временных и пространственных масштабов микротечений. Прибегая к аналогии с обработкой расплава ультразвуком, можно ожидать, что при ЭГИО возникающие в пограничном слое потоки уменьшают его толщину, ускоряют процессы теплопередачи и растворимости. Более масштабные потоки вызывают перемешивание расплава и приводят к его гомогенизации.

Второй важной функцией первой стадии разряда при ЭГИО является генерирование объемной акустической кавитации, когда в локальных зонах расплава образуются разрывы жидкости, прежде всего, на кавитационных зародышах. При схлопывании кавитационных пузырьков возникают давления, сопоставимые с порядком плотности энергии связи атомов в расплаве. Это приводит к увеличению топологического беспорядка в жидком металле на атомарном уровне, уменьшению координационного числа, повышению энтропии системы. Результатом такого воздействия является эффект искусственного переохлаждения локальных зон расплава, а, значит, образование дополнительных центров кристаллизации [16]. В конечном итоге это приводит к измельчению зеренной структуры металла.

Технические возможности оборудования для ЭГИО расплавов (табл. 2) позволяют генерировать в его объеме на первой стадии уровни давлений, превышающие кавитационную прочность расплава.

**Таблица 2. Технические характеристики установок для ЭГИО расплава**

Мо- дель уста- новки	Масса металла $M$ , т	Время обработ- ки $t_1$ , мин	Время между обра- ботками $t$ , мин	Частота посылки импуль- сов $f$ , Гц	Запа- саемая энергия $W_0$ , кДж	Потреб- ляемая мощ- ность $N$ , кВт·А	Удельные энергоза- траты на обра- ботку $G$ , кВт·ч/т
УВ 3	5	10	не регла- менти- ровано	2	5	30	0,78
УВ 4	25	10	"-"	4/8/16	2,5/5/10	40	0,9
УВ 5	90	10	"-"	10	5	220	0,87
УВ 9	6	5	30	2-16	2,5/5	66	0,77
УВ 10	9/16	5	60	8/16	2,5/5	66	0,61
УВ 12	3-9	5	60	8	2,5	66	1,1

Фотографии установки модели УВ12 для ЭГИО массой 5 т расплава представ-  
лены на рис. 2.

*Вторая стадия разряда.* К сожалению, специалисты, занимающиеся исследова-  
ниями в области ЭГИО расплавов, практически не анализировали процессы, харак-  
теризующие эту стадию. Основной причиной здесь, на наш взгляд, является то, что  
поведение парогазовой полости в ЭРГУК, который представляет собой закрытый  
объем, существенно зависит от его геометрии. Это значительно усложняет система-  
тизацию при описании характера изменения нагрузки на упругую мембрану ЭРГУК.  
Роль второй стадии – развитие в расплаве интенсивных течений, что способствует  
перемешиванию в объеме жидкого металла в ковше, когда появляются пульса-  
ции давления  $\Delta P$  порядка  $\rho_p v_b^2$ . Это приводит к гомогенизации металла, развитию





• Твердорастворное упрочнение происходит за счет влияния примесных атомов, связанное с торможением дислокаций полями упругого происхождения. Согласно существующим теориям твердорастворное упрочнение зависит от разницы в размерах атомов основного и примесного (легирующего) элементов. Оценить вклад можно согласно эмпирической формуле  $\Delta\sigma_{Т-Р} = \sum_{i=1}^n k_{упр\ i} C_i$  [14] ( $k_{упр\ i}$  – коэффициент упрочнения феррита при введении легирующего элемента,  $C_i$  – концентрация  $i$ -го элемента в феррите). Используются элементы (Cr, W, Mo, V, Si, Al и др.), легирующие феррит или стабилизирующие (Ni, Mn и другие) структуру (аустенит). Большинство элементов, которыми легируют сталь, являются карбидообразующими (Cr, Mn, Mo, V, W, Ti и др.). Входя в состав цементита, они образуют легированный цементит или специальные карбиды (высокая твердость и дисперсность).

• Зернограничное упрочнение. Оценка вклада размера зерен (субзерен) описывается уравнением Холла-Петча  $\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k_{упр} d^{1/2}$  ( $\sigma_0$  – предел текучести без учета влияния границ зерен на торможение дислокаций;  $k_{упр}$  – коэффициент упрочнения, зависящий от природы материала;  $d$  – размер зерна (субзерна)). Элементы Fe-Cr-Mo-W-Nb-V-Zr-Ti препятствуют росту зерна аустенита при высоких температурах.

• Дисперсионное упрочнение. Вклад  $\Delta\sigma_{Дисп} \sim \sqrt{Q/r_{cp}}$  оценивается объемной долей ( $Q$ ) и средним размером частичек ( $r_{cp}$ ).

Максимальный эффект получается при объединении зернограничного (субструктурного) и дисперсионного упрочнений. В определенной мере это связано с неравномерным вкладом отдельных составляющих механизма, например, при повышении показателей хладноломкости стали [18]

$$\sigma_{0,2} = 0,4\Delta\sigma_{д} + 0,5\Delta\sigma_{Т-Р} + 0,7\Delta\sigma_{з-г} + 0,3\Delta\sigma_{Дисп}$$

*Влияние ЭГИО расплава на качество металлоизделий.* Рассмотрим влияние способа ЭГИО расплава на составляющие механизма упрочнения металлоизделий.

*Сопrotивление решетки передвижению дислокаций ( $\sigma_{Т-Р}$ ) в металлоизделиях после ЭГИО расплава*

• Термическая обработка сплава 250Х25НТ (отжиг + нормализация) позволила определить изменения, которые происходят на субструктурном уровне. Исходный металл упрочняется за счет формирования субструктуры как в матричном зерне, так и в участках карбидной эвтектики с выделением небольшого количества вторичных карбидов.

• Упрочнение металла, прошедшего ЭГИО в жидком состоянии, происходит через механизм дисперсионного твердения с выделением большого числа мелкодисперсных карбидов, повышающих твердость металлоизделий.

• Анализ дифракционных картин сплава 250Х25НТ показал, что матрица исходного металла представляет собой твердый раствор на основе  $\alpha$ -Fe. После ЭГИО расплава в металлоизделии формируется аустенитная структура ( $\gamma$ -Fe) [19].

• Явление электрогидроимпульсной стабилизации  $\gamma$ -железа связывается с более высокой степенью усвоения металлической матрицей элементов – стабилизаторов аустенита и более равномерным распределением их по зерну. Результаты высокотемпературной дифрактометрии многокомпонентных сплавов [20, 21] показали, что ЭГИО расплава влияет на структуру ближнего порядка и приводит к изменению координационного числа, вероятного межатомного расстояния, формы первого максимума структурного фактора, функции радиального распределения атомов (ФРПА), топологического беспорядка в расположении атомов. Исследованиями [19] установлено, что в чугуне ВЧ40 в результате ЭГИО расплава наблюдается увеличение периода решетки феррита от 2,8649 до 2,86519 Å (атомный радиус железа – 1,26 Å, кремния – 1,34 Å, углерода – 0,77 Å). Это связано с более полным усвоением элементов (углерода, кремния), способных к растворению в феррите.

• В легированном чугуна ЧН6Г6ДЗШ без ЭГИО формируется аустенитная матрица с определенным количеством ферромагнитной фазы ( $\alpha$ -железо). Наличие широкого спектра межатомных расстояний в кристаллической решетке приводит к сильному изменению в ней энергии обменного взаимодействия – энергии, особенно чувствительной к структуре. В результате уменьшаются спонтанная намагниченность во всем объеме ферромагнитной фазы и значение температуры Кюри. Металл после ЭГИО расплава имеет аустенитную матрицу. Причина такой стабилизации аустенита связана с уровнем изменений кристаллической решетки, ее увеличением от 3,60511 до 3,60540 Å. Уменьшение объемной доли графита от 11,2 до 9,9 % свидетельствует о том, что часть углерода осталась в растворенном состоянии. Равномерное распределение такого сильного аустенитообразующего элемента в объеме расплава приводит к устранению локальных отклонений концентрации, что сдерживает преобразование аустенита во время охлаждения. Следствием увеличения степени легирования матрицы является улучшение свойств немагнитного чугуна, твердость возрастает от 1350 до 1610 МПа, повышается магнитная проницаемость.

Предварительное упрочнение за счет выделившихся фаз сводится к торможению подвижных дислокаций или к их полной задержке. Задержка дислокаций происходит по причине высокой твердости выделившихся частиц второй фазы (дислокации не могут их перерезать) или из-за отсутствия когерентной связи частиц и матрицы. Если частицы непроницаемы для дислокаций, заторможенные дислокации будут стремиться выдавливаясь в свободные области матрицы между частицами. Поэтому для достижения максимального предварительного упрочнения следует, по возможности, уменьшать расстояние между выделившимися частицами, повышать их дисперсность, увеличивать их твердость, что приведет к возникновению сильных полей упругих напряжений.

Искажения кристаллической решетки, возникающие после легирования твердых растворов элементами (при использовании ЭГИО), вызывают значительную ее дилатацию, проявляются в изменении межатомных расстояний, появлении значительных статических и динамических атомных смещений. В конечном итоге в зернах возникают высокие напряжения, которые тормозят подвижные дислокации.

• В работе [22] установлено, что изменение дислокационной структуры зерен сварных соединений из стали 20 (за счет ЭГИО) весьма неоднозначно. В исходном состоянии формируется крайне неравновесная дислокационная структура, содержащая короткие дислокационные линии и неравномерно распределенные дислокационные скопления (локальные неоднородности) с плотностью дислокаций  $(3,2-8,6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . После ЭГИО формируется более упорядоченная дислокационная структура с плотностью дислокаций  $(0,4-1,2) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ . При различной суммарной энергии в импульсе реализуются различные типы дислокационных структур: структуры с выпрямленными дислокациями, клубково-ячеистые и ячеистые структуры. Структурное упрочнение определяют инородные атомы, выделившиеся фазы, скопления вакансий и сидячие дислокационные петли, которые тормозят подвижные дислокации. При повышении концентрации инородных атомов могут образовываться выделения в форме пластин толщиной один или несколько атомов. Эти пластины, названные зонами Гинье-Престона, когерентно связаны с решеткой матрицы. Поля упругих искажений, вызванных когерентностью сопряжения, сильно взаимодействуют с дислокациями и приводят к большему упрочнению, чем упрочнение в результате образования твердого раствора.

### *Дислокационное упрочнение ( $\Delta\sigma_d$ ) металлоизделий после ЭГИО расплава*

• Изменение условий кристаллизации, в первую очередь, температурных, стали 40Х (слитки массой 7,9 т) после ЭГИО расплава в ковше емкостью 25 т позволило снизить количество и протяженность поверхностных трещин в заготовках гильз гидроцилиндров и повысить деформируемость легированной конструкционной стали.



- Исследованиями структуры отливок из белого чугуна установлено, что максимальное число центров графитизации формируется в опытном металле (после ЭГИО расплава) после 10 мин отжига (5100 шт/мм<sup>3</sup>), а в исходном – после 20 мин (3400 шт/мм<sup>3</sup>).

- Во всем исследованном интервале длительности отжига (от 10 до 160 мин) число центров графитизации в опытном металле существенно больше, чем в исходном.

*Твердорастворное упрочнение металлоизделий за счет примесных атомов ( $\Delta\sigma_{T-P}$ ) после ЭГИО расплава*

- Обработка сплава 250Х25НТ показала эффект измельчения литой структуры как карбидной фазы, так и матричного зерна. При этом в опытном металле матрица представляет собой твердый раствор на основе  $\gamma$ -Fe, обогащенный атомами хрома. Кроме того, ЭГИО способствует стабилизации аустенита. Аналогично действию легирующих элементов за счет акустической обработки можно снизить критическую скорость закалки до 20 °С/с и увеличивать прокаливаемость, что имеет большое практическое значение. Микрорентгено-спектральный анализ состава фаз показал, что в результате ЭГИО изменяется концентрация хрома в карбидах типа  $M_7C_3$  образцов в литом состоянии. Известно, что хром имеет неограниченную растворимость в  $\alpha$ -Fe и ограниченную (max 12 %) – в  $\gamma$ -Fe. Насыщение аустенита хромом за счет ЭГИО расплава до предельного уровня ведет к тому, что начинает расти его концентрация в карбидной фазе и формируются более сложные карбиды. Так, в опытном металле в результате нагрева и выдержки при термообработке содержание Cr в матричной фазе снижается, что объясняется выделением вторичных мелкодисперсных карбидов  $M_{23}C_6$ . Износостойкость отливок насосов для мокрого эмульгирования пульпы увеличивается от 2000 до 5000 ч.

- Заливка в песчаную форму стали X12, подвергнутой ЭГИО опытных образцов деталей насосов, и последующий микрорентгеноспектральный анализ позволили установить, что в обработанном при  $T = 1550$  °С металле наблюдается ярко выраженный максимум растворимости хрома в карбидах, что является одним из условий обеспечения высокой износостойкости сплава (износостойкость возрастает в 2,5 раза).

- Дифрактометрическим анализом установлено, что в опытном металле (ВЧ40), полученном по схеме "сфероидизирующая обработка → ЭГИО", наблюдается увеличение периода решетки  $\alpha$ -Fe и межплоскостных расстояний. Упрочнение происходит за счет влияния примесных атомов, связанное с торможением дислокаций полями упругого происхождения. Химический анализ показал, что степень легированности матрицы магнием возрастает на 10 %, а кремнием – на 8 %. Ранними исследованиями установлено, что количество включений графита (размером  $\geq 0,5$  мкм) в опытном металле (диаметр образца – 15 мм) возрастает от 320 до 510 шт/мм<sup>2</sup> (или в 1,6 раза), что обеспечивает диспергирование конечной структуры и повышение прочностных свойств отливок из ЧШГ.

*Зернограничное упрочнение за счет границ зерен, субзерен ( $\Delta\sigma_{3-T}$ ) металлоизделий после ЭГИО расплава*

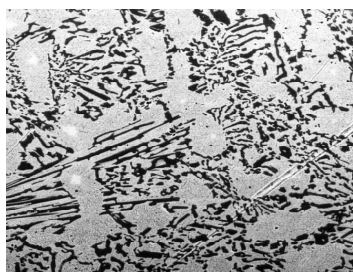
- Модифицирование структуры белого чугуна, полученного закалкой из жидкого состояния, следующего состава, %: 3,3 C; 1,8 Si; 0,4 Mn; 0,1 P; 0,02 S. Достигнуто уменьшение размеров дендритной ячейки от 8 до 6 мкм. Количество дендритов увеличилось от 770 шт/мм<sup>3</sup> в исходном металле до 3900 – после ЭГИО расплава. Микроструктура приведена на рис. 3, а, б. Здесь вытянутые в направлении теплоотвода дендриты, характерные для исходного металла, в металле после ЭГИО заменяются разориентированными по всему сечению кристаллами, что свидетельствует об объемном затвердевании расплава. Следовательно, исходному состоянию расплава после ЭГИО соответствовали более высокая степень однородности и иницирова-



## Новые методы и прогрессивные технологии литья

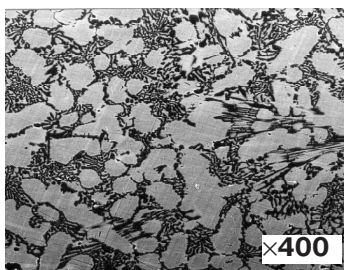
которого характеризуется наличием первичных карбидов типа  $M_7C_3$  и вторичных мелкодисперсных упрочняющих карбидов типа  $M_{23}C_6$ , происходит значительное увеличение твердости сплава от 30 (исходный металл) до 50 HRC (после ЭГИО расплава). Упрочнение происходит за счет этих дисперсных твердых частичек. Обработка сплава 250X25HT также показала эффект измельчения литой структуры – как карбидной фазы, так и матричного зерна (рис. 4, а, б). При этом в опытном металле матрица представляет собой твердый раствор на основе  $\gamma$ -Fe. После нормализации при постоянной объемной доле частичек уменьшение их размера (рис. 4, в, г) вызывает увеличение их количества, а чем меньшее расстояние, тем большее напряжение необходимо для прохождения между ними дислокаций.

### Литое состояние



исходный

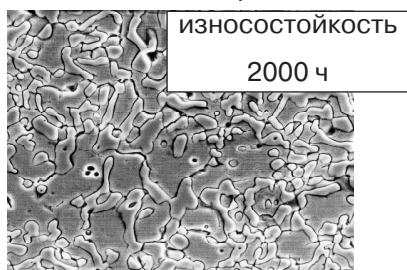
а



опытный

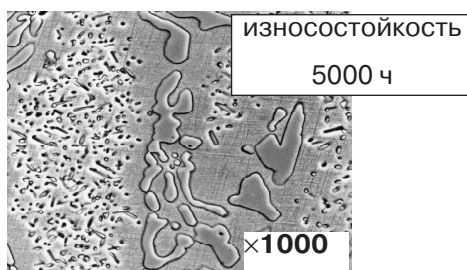
б

### Нормализованное состояние



исходный

в



опытный

г

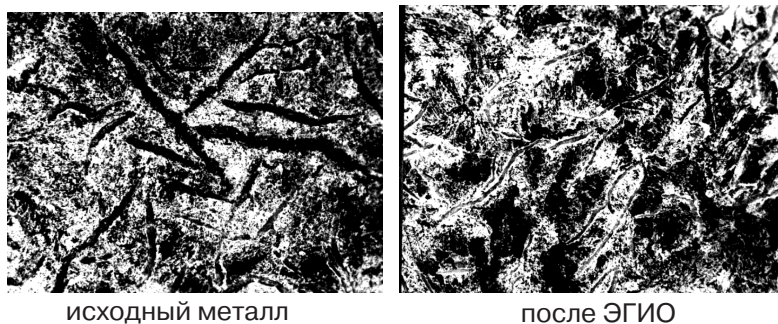
Рис. 4. Микроструктура сплава 250X25HT (матричная фаза исходного металла в литом состоянии – твердый раствор на основе  $\alpha$ -Fe; в опытном металле – твердый раствор на основе  $\gamma$ -Fe)

- ЭГИО расплава доменного чугуна (ковш массой 15 т) приводит к уменьшению размеров пластинчатого графита в 1,4 раза (рис. 5). Повышается эксплуатационная стойкость литых изложниц (отбраковка по причине “грубой сетки разгара” и продольных трещин) на 16 % при исключительно низких удельных затратах на ЭГИО (0,1 долл. США на 1 т).

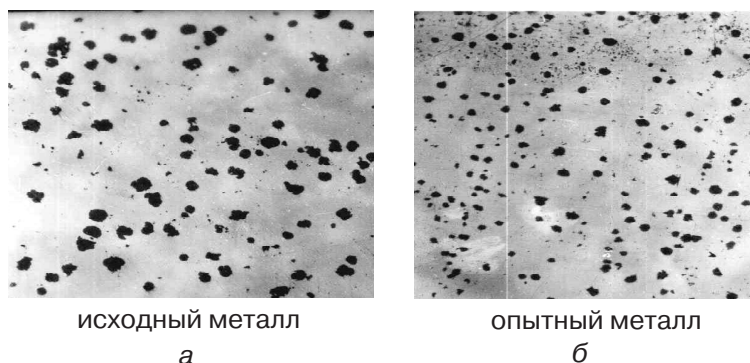
- Высокопрочный чугун. ЭГИО чугуна с шаровидным графитом в интервале температур от 1400 до 1440 °С приводит к увеличению объемной доли частиц графита в структуре отливок с толщиной стенок от 5 до 50 мм за счет формирования дополнительного их количества размером от 0,5 до 2,0 мкм. При этом сохраняется автономное действие графитизирующего модификатора, поскольку как исходный, так и опытный металлы подвергались до ЭГИО модифицированию в ковше (рис. 6).

- Сталь 5ХНМ (ковш емкостью 25 т, ЭГУ УВ4). В результате ЭГИО расплава штамповой стали дисперсность перлита увеличилась за счет уменьшения межпластинчатого расстояния от 1,8 до 1,0 мм. Достигнуто снижение содержания серы и





а б  
Рис. 5. Микроструктура доменного чугуна: а, б – чугун, полученный заливкой в формы,  $\times 500$



а б  
Рис. 6. Микроструктура чугуна с шаровидным графитом: а, б – чугун, полученный заливкой в кокиль,  $\times 100$

фосфора от 0,035 до 0,025 % и подавление дендритной ликвации серы. Образования мелких сульфидных неметаллических включений имеют шаровидную форму, а не межкристаллитных сульфидных прослоек – остроугольную. Полностью устранен брак по трещинам.

- Сталь ШХ15 (установка модели УВ 3, ковш емкостью 10 т). Число полей зрения, загрязненных неметаллическими включениями (оксиды, сульфиды, глобули), сократилось от 900 до 350 в опытном металле. Крупные включения, влияющие на отбраковку металла, отсутствовали.

- Сталь 45 (установка УВ 4, ковш емкостью 25 т, отливка – баллер руля). Содержание серы после ЭГИО расплава уменьшилось от 0,025 до 0,022 %, а фосфора – от 0,023 до 0,016 %. Прессование (осадка в 2,5 раза) показало хорошую пластичность и деформируемость опытного металла. Предел прочности возрос от 380 до 420 МПа, относительное удлинение – от 16 до 27 %, ударная вязкость возросла на 40 %.

*Механизм воздействия.* Современные технологии ЭГИО расплава наиболее часто основываются на реализации гетерогенных процессов, протекающих между двумя или несколькими неоднородными средами в системах жидкость-жидкость и жидкость-твердое тело, жидкость-газ, рис. 7. Это процессы гидромассообмена, эмульгирования, диспергирования, образования дополнительных затравок зародышей и др. Скорость протекания большинства гетерогенных процессов в обычных условиях очень мала и определяется величиной поверхности соприкосновения реагирующих компонентов. При ЭГИО расплава (рис. 7) увеличивается межфазная поверхность и разрушается пограничный слой.

ЭГИО обеспечивает комплексное действие на расплав от воздействия на макроуровне до сверхтонкого взаимодействия (реализуемого еще только при

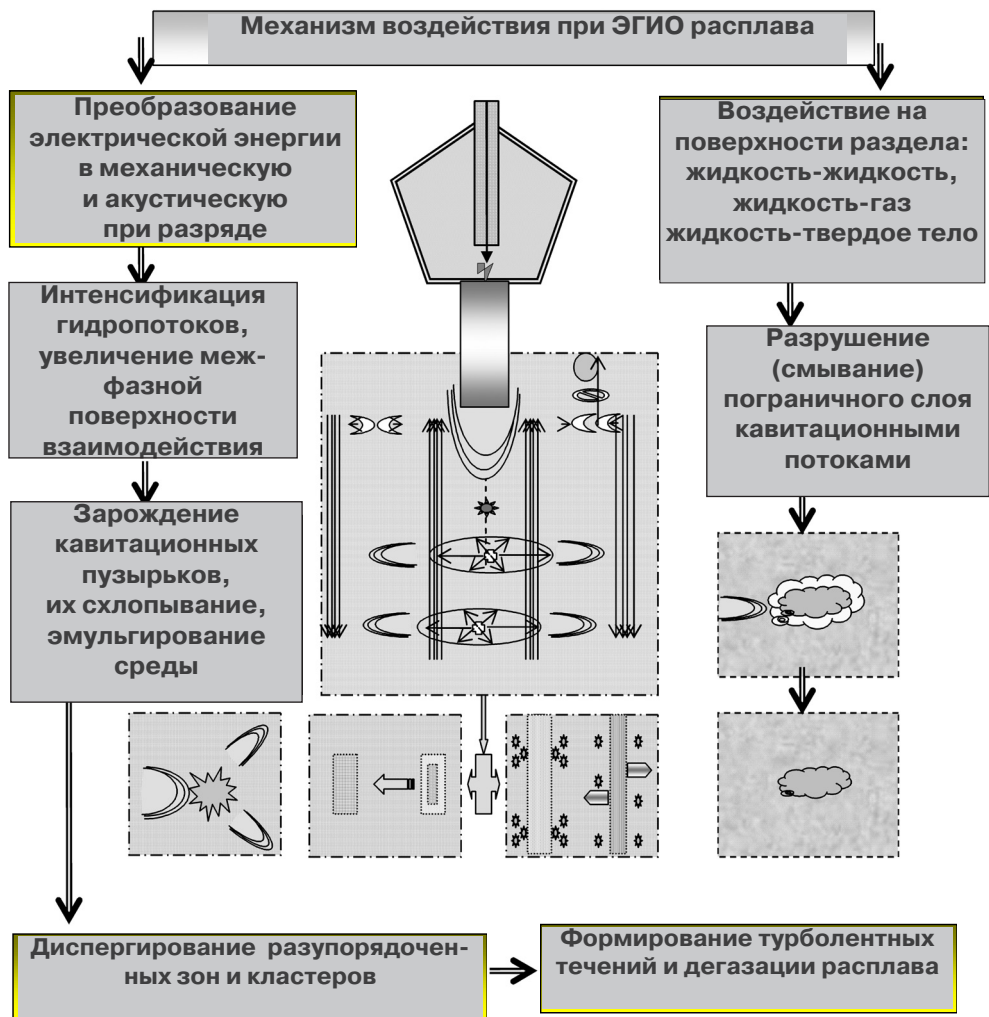


Рис. 7. Механизмы ускорения процессов в гетерогенных средах

введении ультразвуковых колебаний) за счет увеличения межфазной поверхности взаимодействующих элементов, кластеров, блоков и т. д. Таков один из возможных механизмов интенсификации процессов в жидкометаллических средах. Кавитация, возникающая под действием колебаний, и сопровождающие ее турбулентные микропотоки, звуковое давление и звуковой ветер воздействуют на пограничный слой (смывают его и (или) препятствуют его возникновению). Таким образом, устраняется сопротивление переносу взаимодействующих веществ и интенсифицируется технологический процесс.

Наиболее интересными из гетерогенных процессов являются процессы электрогидроимпульсного эмульгирования (жидкостей в жидкостях, неметаллических включений газами и других) и диспергирования (тонкодисперсных насыщенных и ненасыщенных растворов, кластеров, разупорядоченных зон и др.). Эти процессы связаны с увеличением поверхности взаимодействия и поэтому лежат в основе интенсификации множества других процессов. Высокая эффективность электрогидроимпульсных технологий в жидкометаллических средах обусловлена следующими причинами.

– Наиболее благоприятными условиями ввода акустических колебаний с помощью металлических волноводов ЭРГУК в расплав по сравнению с введением колебаний в затвердевающий металл или газовую среду. Обусловлено это тем, что удельное



волновое сопротивление жидких сред значительно больше, чем, например, у газов и поэтому большая мощность излучается из колебательной системы в расплав при одинаковой амплитуде колебаний инструмента колебательной системы.

– Протеканием (наряду с волнами растяжения-сжатия) в жидкометаллических средах специфического физического процесса – кавитации в широком спектре частот, которая обеспечивает максимальные энергетические воздействия как на расплав, так и неоднородности в нем. Возможно, это и есть основной действующий фактор ускорения процессов взаимодействия при ЭГИО расплава – инициатор физико-химических процессов. В акустической волне, проходящей по волноводу в расплав, во время полупериодов разрежения возникают кавитационные пузырьки, в них диффундирует растворенный в расплаве газ. После перехода в область повышенного давления пузырьки резко захлопываются, порождая сильные гидродинамические возмущения в жидкости и интенсивное излучение дополнительных акустических волн. При этом в расплаве происходит разрушение неоднородностей, граничащих с кавитирующей средой.

– Действием на расплав интенсивных колебаний широкого спектра частот. Как известно, волна давления, проходя через жидкость, создает зоны сжатия и зоны разрежения, меняющиеся местами в каждый полупериод волны. При этом в зависимости от размеров частицы колеблются с различными амплитудами и ускорениями. В стадии между разрядами система стремится вернуться в состояние равновесия. Экспериментально установлено, что обратимые изменения состояния расплава сохраняются до 10 с обработки при частоте следования разрядов 2 Гц. При последующих разрядах в фазе разрежения в наиболее слабых местах начинается выделение растворенных газов с образованием одного долгоживущего пузырька. При этом образующиеся пузырьки стабилизируются пограничным слоем веществ и линейно колеблются с определенной частотой относительно своего равновесного радиуса. Очевидно, что максимальная амплитуда будет у резонансных для данной частоты пузырьков. Дальнейшее нагружение расплава приводит к нарушению линейности колебаний стенок пузырьков. Начинается стадия стабильной кавитации. Пузырек сам становится источником колебаний. На его поверхности возникают волны и микротокки. Следующая стадия – стадия нестабильной кавитации, возникает она при дальнейшем увеличении количества кавитирующих пузырьков в единице объема расплава, характеризуется образованием быстрорастущих парогазовых пузырьков, часть из которых в фазе сжатия сокращается в объеме и схлопывается, то есть наступает коллапс, на месте исчезнувшего пузырька образуется ударная волна. В результате развития в среде всех стадий кавитационного процесса возникает сложная гидродинамическая обстановка, влияющая на структуру жидкости. Осциллирующие пузырьки образуют волны давления в среде, захлопывающиеся области – ударные волны. Накладываясь друг на друга, на пузырьки газа и твердые частицы, эти факторы в объеме образуют неоднородность давлений, что порождает быстрые микротокки и общие течения, капиллярно-акустические и тепловые эффекты, активацию диффузии. Сопутствующими факторами здесь являются эффекты диспергирования в системах твердое тело-жидкость, жидкость-жидкость, получение суспензий, эмульсий, селективное разрушение образований, расслоение по относительной массе и размеру взвешенных в жидкой среде твердых частиц, коагуляция газовых включений, осциллирующих в противофазе.

Под действием кавитации ускоряются реакции механо-химического происхождения, имевшие место в озвучиваемой среде до воздействия ультразвука. Одновременно инициируются специфические звуковые химические реакции, которые без акустического воздействия не могут быть осуществлены и в основе которых лежит механизм разрыва химических связей. Таким образом, возникновение кавитации может привести к началу химической реакции.

### Выводы

•Обобщены результаты многолетних работ по электрогидроимпульсной обработке расплава в разливочном ковше. Выполнен анализ эффективности ЭГИ воздействия на сплавы системы Fe-C с целью повышения эксплуатационных характеристик. На этой основе предложен механизм, лежащий в основе структурных изменений, влияющих на все составляющие упрочнения материалов.

•Перспективным направлением исследований в области ЭГИ обработки можно считать более глубокое изучение влияния предварительного воздействия на расплав на технологические процессы последующих обработок (предварительная термическая обработка, пластическая деформация, окончательная термическая обработка, поверхностное упрочнение и т. п.).



### Список литературы

1. Кондратюк С. Е. Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 176 с.
2. Найдек В. Л. Процессы внеагрегатной обработки металлических расплавов массового назначения // Современное материаловедение XXI века / Под ред. И. К. Походни. – Киев: Наук. думка, 1998. – С. 133-154.
3. Пилюшенко В. Л., Вихлевщук В. А., Поживанов М. А. Научные и технологические основы микролегирования стали. – М.: Металлургия, 1994. – 285 с.
4. Кондратюк С. Е., Стоянова Е. Н., Тарасенко В. Ю. Литые лопатки дробеметных агрегатов повышенной износостойкости // Процессы литья. – 1996. – № 3. – С. 77-80.
5. Жеребцов С. Н., Филлипов Ю. О., Еремин А. Е. Влияние дисперсного упрочнения на жаропрочность сплавов // Сварка и контроль. – Челябинск, 2005. – С. 82-86.
6. Жеребцов С. Н. Применение наноматериалов и высокотемпературной обработки никель-хромовых сплавов при электрошлаковом литье: Дис. ... канд. техн. наук. – Новокузнецк, 2006. – 213 с.
7. Цуркін В. М., Волков Г. В., Сінчук А. В. Вплив електрогідроімпульсної обробки розплаву на елементи різних структурних рівнів в металі // МОМ. – 2004. – № 4. – С. 37-43.
8. Электрогидроимпульсная обработка судостроительных сталей 25Л и 08ГДНФЛ / В. Н. Цуркин, В. М. Грабовый, А. В. Синчук, Н. А. Федченко // Материалы и механизмы морского транспорта. Методы исследования и упрочнения. Технология производства. – Севастополь: УМИ, 2008. – С. 92-99.
9. Грабовый В. М. Выбор технологии электрогидроимпульсной подготовки расплава к заливке // Металлургия машиностроения. – 2009. – № 1. – С. 29-34
10. Волков Г. В. Модифікуючий ефект ЕГІО розплаву. Повідомлення 2. Спеціальні сплави систем Fe-Cr-C, Fe-Ni-C, Fe-Si-C // МОМ. – 2003. – № 3. – С. 48-55.
11. Бутаков Б. И. Методы динамического упрочнения металлов и сплавов // Кузнечно-штамповочное производство. – 1988. – № 7. – С. 7-10.
12. Грабовый В. М., Дегтев Ю. Н. Технология электрогидроимпульсной обработки металлов и сплавов: Оборудование // Процессы литья. – 2010. – № 3. – С. 30-35.
13. Грабовый В. М., Куцоконь В. Д. Технология электрогидроимпульсной обработки металлов и сплавов: Базовая электрическая схема // Там же. – 2010. – № 5. – С. 24-31.
14. Таблицы физических величин: Справочник / Под. ред. И. К. Кикоина. – М.: Атомиздат, 1976. – 1006 с.
15. Цуркин В. Н., Синчук А. В., Иванов А. В. Расчетная методика для определения влияния параметров разряда на характеристики акустического поля в расплаве при электрогидроимпульсной обработке // ЭОМ. – 2004. – № 1. – С. 82-87.
16. Цуркин В. Н., Синчук А. В. Термодинамический анализ внешнего электрогидроимпульсного воздействия на состояние расплава перед разливкой и процессы кристаллизации // Процессы литья. – 2004. – № 1. – С. 6-9.
17. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Теоретическая физика: Учебное пособие. – М.: Изд-во мат. лит-ры, 1986. – Т. VI. – 736 с.
18. Матеріалознавство / С. С. Дяченко, І. В. Дощечкіна, А. О. Мовлян, Е. І. Плешаков / За ред. С. С. Дяченко. – Харків: ХНАДУ, 2007. – 440 с.

19. Грабовый В. М., Дьяченко С. С., Волков Г. В. Метод управления структурой промышленных сплавов // *Металл и литье Украины*. – 1995. – № 11-12. – С. 41-45.
20. Влияние ЭГИО на структуру ближнего порядка расплава многокомпонентного сплава на основе алюминия / Ю. А. Базин, Б. И. Бутаков, А. П. Тишкин и др. // *Расплавы*. – 1992. – № 3. – С. 89-91.
21. Ершов Г. С., Позняк Л. А. Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. – Киев: Наук. думка, 1993. – 281с.
22. Эволюция дислокационной структуры зоны термического влияния сварных соединений из стали 20 при ЭГИО / Р. И. Маркашова, В. С. Опара, Л. Я. Резникова и др. // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2000. – Т. 22, № 4. – С. 67-70.

Поступила 06.06.2011

УДК 669.141.246:62-412:594.1:542.65

**Е. Д. Таранов, А. С. Нурадинов, А. С. Эльдарханов\*,  
В. М. Дука**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

\*Научный центр «Новейшие материалы и технологии», Москва

### **ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА КРИСТАЛЛИЗАЦИЮ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОЛУНЕПРЕРЫВНОЛИТОЙ ЗАГОТОВКИ**

*На алюминиевом сплаве АД31 изучено влияние вибрации на процессы кристаллизации, структурообразования и свойства полунепрерывнолитых заготовок. Установлено, что наложение вибрации на затвердевающую заготовку устраняет транскристаллизацию, измельчает макро- и микроструктуру заготовок и повышает свойства металла.*

**Ключевые слова:** *вибрация, кристаллизация, структура, свойства, заготовка, сплав.*

*На алюмінієвому сплаві АД31 вивчено вплив вібрації на процеси кристалізації, структуроутворення та властивості напівбезперервнолитих заготовок. Встановлено, що накладання вібрації на твердіючу заготовку усуває транскристалізацію, подрібнює макро- і микроструктуру заготовок та підвищує властивості металу.*

**Ключові слова:** *вібрація, кристалізація, структура, властивості, заготовка, сплав.*

*On aluminum alloy AD31 influence of vibration on processes of crystallization, structurization and property continuously preparations is studied. It is established that vibration imposing on hardening preparation eliminates transcrystallization, crushes macro- and a microstructure of preparations and raises properties of metal.*

**Keywords:** *vibration, crystallization, structure, properties, preparation, an alloy*

**А**нализ современных представлений о характере влияния вибрации на кристаллизующиеся сплавы показывает, что она играет важную роль в формировании кристаллической структуры и ее дисперсности при затвердевании непрерывнолитых заготовок [1]. Вместе с тем, результаты по измельчению кристаллической структуры получены, в основном, при низкочастотной вибрации затвердевающих стальных заготовок. Что касается формирования непрерывнолитых заготовок из