

ВЛИЯНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ НА СТЕПЕНЬ ОДНОРОДНОСТИ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ СТАЛЕЙ ПРИ ЛА- ЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Досліджені структурні зміни в сталій матриці поблизу неметалевих включень різних типів при лазерній обробці. Вивчена поведінка включень з різною температурою плавлення в момент лазерної дії, що визначає характер взаємодії їх з металевою матрицею в умовах аномального масопереносу. Досліджені особливості мікронеоднорідного зміцнення сталей при лазерній обробці. Визначено сумарний зміцнюючий ефект від дії різних факторів поблизу неметалевих включень.

Исследованы структурные изменения в стальной матрице вблизи неметаллических включений разных типов при лазерной обработке. Изучено поведение включений с разной температурой плавления в момент лазерного воздействия, определяющее характер взаимодействия их с металлической матрицей в условиях аномального массопереноса. Исследованы особенности микронеоднородного упрочнения сталей при лазерной обработке. Определен суммарный упрочняющий эффект от действия разных факторов вблизи неметаллических включений.

Structural changes in steel matrix near different types of non-metallic inclusions were investigated. Behaviour of inclusions with different temperature of melting in the moment of laser influence which determine character of their interaction with metal matrix by abnormal mass transfer was investigated. Peculiarities of micro inhomogeneous strengthening of steels by laser treatment were investigated. Sum strengthening effect from different factors near nonmetallic inclusions was determined.

Лазерная обработка сталей представляет собой одно из наиболее перспективных воздействий в современной металлообработке. В настоящее время остро стоит проблема повышения качества существующих и создания новых сталей и покрытий, отвечающих возросшим требованиям к конструкционной прочности, износостойкости и других механических и функциональных характеристик. Все стали содержат неметаллические включения, которые принимают участие в процессах и явлениях, происходящих при лазерном воздействии, поэтому необходимо изучение влияния неметаллических включений на фазовые и структурные изменения в стальной матрице, а также превращений в самих включениях. Несмотря на появление большого количества работ по изучению структуры и свойств, а также механизма упрочнения сталей, подвергаемых лазерному воздействию, мало исследованным остается вопрос поведения включений при лазерной обработке и их влияния на структуру упрочненного слоя [1].

Материалы и методики исследований

Для исследования были выбраны стали ШХ15, НБ-57, Р6М5, обработка которых лазерным излучением производится в промышленности до-

вольно широко, а также сталь 60Г и группа низкоуглеродистых сталей 08кп, 08Х, 08Т, ЭЗ, 08Ю, 08ГСЮТФ, 08Х18Н10Т, содержащих различные по составу включения и имеющих, по сравнению с первой группой сталей, более простую однофазную, иногда с небольшим количеством второй фазы, матрицу, что позволило использовать их как модельные сплавы. Образцы сталей с предварительно полированной поверхностью подвергали лазерному облучению на установках ГОС-30М и КВАНТ-16 при напряжении накачки 2,5 кВ и энергии импульса при энергии импульса 10, 18, 25 и 30 Дж. Скорость нагрева составляла 10^5 °С/с, время воздействия импульса – (1,0, 2,5, 3,6, 4,2 и 6,0)· 10^{-3} с, скорость охлаждения - 10^6 °С/с. При лазерном воздействии на образец происходит тепловое травление поверхности шлифа, что позволяет исследовать структурные изменения в локальных участках вблизи включений. Кроме микроструктурных исследований проводили измерение микротвердости в участках матрицы, прилегающих к включениям и вдали от включений на приборе ПМТ-3 с малыми нагрузками на индентер (5-20 Гс). Для разных типов включений производили замеры из 15-20 включений по 3-8 уколов у каждого. Средняя квадратичная ошибка составляла 15-23 %.

По результатам измерения микротвердости матрицы вблизи включения (H_m^e) и вдали от него (H_m) определяли коэффициент K_e , показывающий влияние включения на упрочнение стальной матрицы:

$$K_e = H_m^e / H_m \quad (1)$$

Идентификацию неметаллических включений проводили несколькими методами, сочетание которых определялось задачами исследования и методическими возможностями: металлографический (“Neophot -21”) – светлое и темное поле, поляризованный свет; петрографический; микрорентгеноспектральный (MS-46 “Самеса”, “Nanolab -7”); электронномикроскопический. Микроструктуру матрицы изучаемых материалов вблизи включений исследовали металлографическим методом на микроскопе “Neophot -21”.

Результаты исследований и их обсуждение

При лазерном воздействии во включениях и матрице сталей вблизи включений происходят изменения. Так как лазерное излучение неоднородно по сечению, температурное поле в зоне облучения также неоднородно [2] и на одном пятне облучения встречаются участки с оплавлением стали и без оплавления. Поведение включений определяется их типом [1, 3-5]. Тугоплавкие включения TiN, TiCN, TiO, TiO₂, Cr₂O₃, SiO₂, Al₂O₃, MnO·Cr₂O₃, FeO·Cr₂O₃, MnO·Al₂O₃, MgO·Al₂O₃, FeO·Al₂O₃ при лазерном воздействии оплавляются или остаются в твердом состоянии (рис.1, а-в). Матрица вблизи включений также либо плавится, либо остается твердой.

При этом происходит массоперенос элементов включения в матрицу и обогащение окружающей матрицы титаном, хромом, ванадием, алюминием и другими элементами включений, выявляющееся тепловым травлением, а также микрорентгеноспектральным анализом. При резком охлаждении по-

сле лазерного воздействия избыточное количество элементов включения фиксируется в твердом растворе, что приводит к существенному повышению микротвердости в локальных участках матрицы, окружающих включения (табл.1).

Включения FeO , FeO-MnO , FeO-TiO_2 имеют более низкие температуры плавления, чем перечисленные выше тугоплавкие включения. Поэтому включения второй группы в момент лазерного воздействия могут быть жидкими, оплавляются с поверхности или остаются твердыми (рис.1, г,д). Микротвердость матрицы вблизи включений возрастает (табл.1). Включения, находящиеся у края пятна, оплаваются незначительно. Во включениях, представляющих собой пересыщенные твердые растворы типа FeO-MnO , под действием лазерного облучения произошло выделение дисперсных частиц избыточных фаз, близких по составу и структуре к шпинели $\text{MnO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$.

Силикаты, в зависимости от типа стали, в которой они находятся, имеют разный состав. Включения SiO_2 при облучении сталей ЭЗ, 08ГСЮТФ, 08кп оплаваются с поверхности (рис.1,е), что приводит к насыщению окружающей матрицы кремнием. Некоторые включения SiO_2 оплавившиеся с поверхности, после облучения содержат небольшое количество железа и марганца в тонком поверхностном слое. Насыщение матрицы кремнием, приводящее к увеличению микротвердости, происходит и в случаях, когда включения остаются при облучении твердыми (табл.1), хотя величина коэффициента K_v при этом несколько ниже, чем при оплавлении включений.

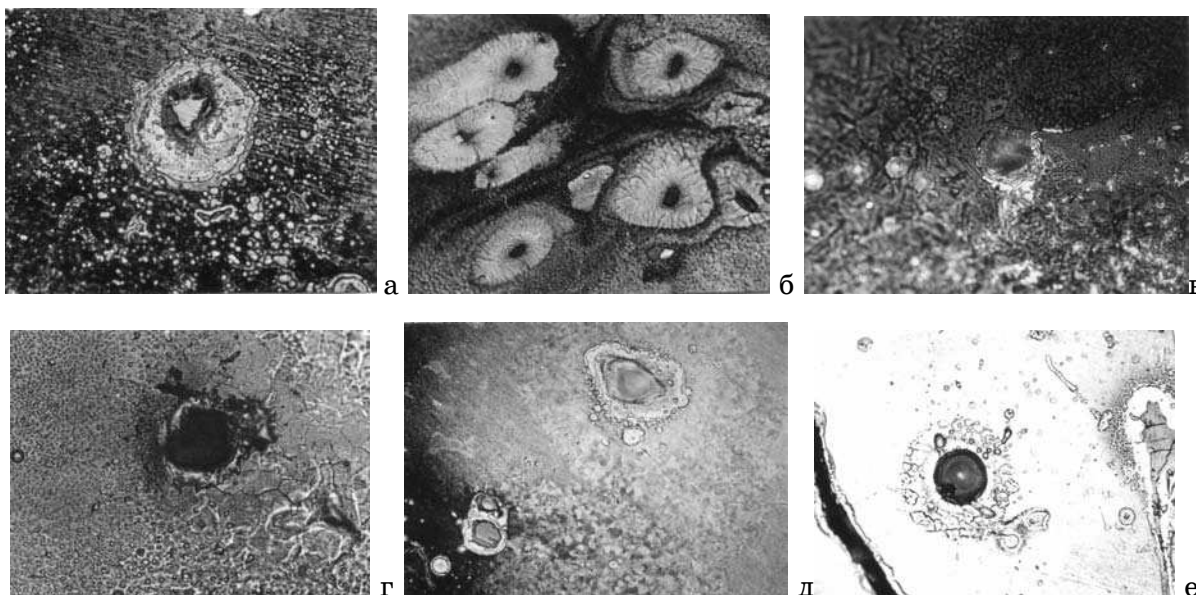


Рисунок 1 – Оплавившиеся включения в зоне лазерного воздействия: а- TiCN (08Т), б- TiO_2 (08X18H10Т), в- Cr_2O_3 (08X), г- FeO (08кп), д,е- SiO_2 (ЭЗ); $\times 50$

Таблиця 1

Значения микротвердости матрицы вблизи включений (H_M^e) и вдали от них (H_M), а также коэффициентов K_B для включений, выходящих на поверхность образца

Включение	Состояние включения при облучении*	Марка Стали	Состояние матрицы при облучении	H_M , x 10, МПа	H_M^e , x 10, МПа	K_B
1	2	3	4	5	6	7
TiN, TiCN	т, опл	08Т	ж	280	509,6	1,82
TiN, TiCN	т	08X18H10Т	ж	275	442,8	1,61
TiO, TiO ₂	т	08Т	ж	280	439,6	1,57
FeO-TiO ₂	опл	08Т	т	280	467,6	1,67
TiO, TiO ₂	т	08X18H10Т	т	275	437,3	1,59
FeO-TiO ₂	опл	08X18H10Т	ж	275	511,5	1,86
Cr ₂ O ₃ , FeO·Cr ₂ O ₃ MnO·Cr ₂ O ₃	опл	08X	ж	256	458,2	1,79
Cr ₂ O ₃ , FeO·Cr ₂ O ₃ MnO·Cr ₂ O ₃	опл	ШХ15	ж	750	1365,0	1,82
Al ₂ O ₃ , FeO·Al ₂ O ₃ MnO·Al ₂ O ₃ MgO·Al ₂ O ₃	т/ опл	08Ю	т/ ж	286	451,9/ 517,7	1,58/ 1,81
Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃	опл	ШХ15	ж	750	1290,0	1,72
FeO, FeO-MnO	ж/ опл	08кп	ж/ т	260	465,4/ 413,4	1,79/ 1,59
SiO ₂	т	ЭЗ	т	268	385,9	1,44
SiO ₂	опл	08кп	ж	202	341,4	1,69
SiO ₂	т	08ГСЮТФ	ж	470	770,8	1,64
MnO·SiO ₂ 2MnO·SiO ₂ FeO·SiO ₂	ж	НБ-57	ж	748	1129,5	1,52
FeS-(Fe,Mn)S FeO-(Fe,Mn)S	ж	НБ-57	ж/ т	748	1226,7/ 1166,9	1,64/ 1,56
FeS-MnS	ж	ШХ15	ж	750	1192,5	1,59
MnS, (Mn,Fe)S MnS-FeS	ж	08кп	т/ ж		397,1/ 431,3	1,51/ 1,64

*Примечание: т – твердое; ж – жидкое; опл. – оплавление.

Легкоплавкие включения сульфидов, силикатов и их эвтектик FeS-MnS, (Fe,Mn)S, MnO·SiO₂, FeO·SiO₂, 2MnO·SiO₂, (Fe,Mn)S, FeS, FeO-(Fe,Mn)S, MnS-(Fe,Mn)S при лазерном воздействии расплавляются, матрица стали вблизи включений может оплавляться или оставаться твердой. Рас-

плавляються практично всі включення, незалежно від того, знаходяться вони в центрі або у краю пляма облучення (рис.2,а-г). Включення, пересікаючі границю розділа облученої і не облученої сталі, расплавились частинно (рис.2,д). Жидкі включення можуть выбиватися ударною хвилею з свого русла. Включення, пересікаючі границю пляма облучення, расплавились частинно: частини включень, знаходячися поза пляма, залишились твердими. Локальні частини матриці поблизу расплавившихся включень насичаються елементами включень, що викликає підвищення мікротвердості (табл.1). Після закінчення лазерного впливу включення кристалізуються з високою швидкістю навколо колишнього русла і після кристалізації включень їх русла залишаються незаповненими (рис.2,ж). Во включеннях видно зернисту структуру, виявлену тепловим травленням (рис.2,е) і дрібні мікротріщини.

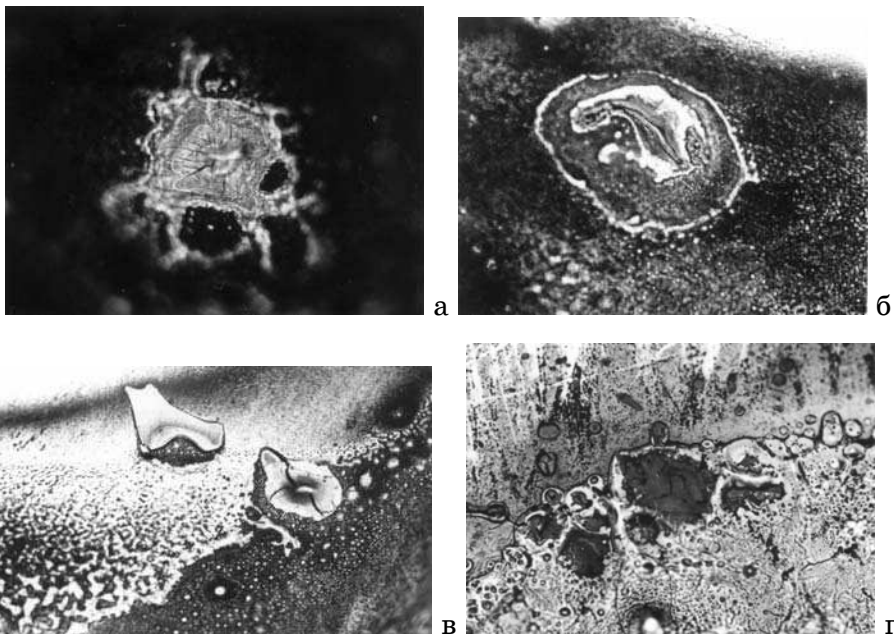
При аналізі результатів дослідження слід враховувати особливості лазерної обробки, що відрізняють її від інших видів термічної обробки. К цим особливостям слід віднести: значительну енергію імпульсу; високу удельну потужність випромінювання; короткочасність впливу; великі швидкості нагріву і охолодження, що призводять до протікання структурних і фазових перетворень з дуже високою швидкістю.

В наявній літературі поки не зроблено строгих кількісних розрахунків теплового, концентраційного і епрутного полів, які дозволили б встановити, яким чином розподіленої температури, концентрації компонентів, напружень і деформацій, обумовлені специфікою впливу променя лазера. В силу неоднорідності випромінювання по перерізу температурне поле в зоні облучення неоднорідно. Крім того, слід враховувати вплив включень на розподіл температури, оскільки вони мають більшу поглинальну здатність, ніж матриця сталі [6], а також різну теплопровідність включень і матриці, що посилює температурну неоднорідність.

Вплив променя лазера подібно вибуху. В ударних хвилях розвиваються великі тиски [7], що призводять до пластичної релаксації і своєрідному механізму масопереносу, які проявляють себе за дуже невеликий час ударного стиснення. При тиску ударного стиснення нормальні напруження в сталі перевищують межу текучості, а касательні напруження стають вище критичного значення і матеріал тече. В результаті йде розмноження дислокацій, відбуваються дислокаційні реакції, що включаються до взаємодії дислокацій різних знаків в суміжних площинах ковзання, що сприяє виникненню ґанґанґій, або взаємодії дислокацій в пересікаючих площинах ковзання, що призводить до виникнення ступінок на дислокаціях, рух яких залишає слід у вигляді вакансій або міжвузельних атомів (модель Ван-Бюрена). Густина дислокацій в зоні лазерного впливу досягає 10^9-10^{12} см⁻², крім того, утворюються дислокаційні сітки. Джерелом вакансій, крім дислокаційних реакцій, служить висока енергія

лазерного облучения, создающая и поддерживающая в период воздействия значительную концентрацию неравновесных вакансий.

Импульсное лазерное воздействие вызывает не только образование новых дислокаций, но и перераспределение ранее существовавших путем взаимодействия с новыми дислокациями. Релаксация напряжений в зоне лазерного воздействия осуществляется путем пластических сдвигов и поворотов, а также двойникованием. В структуре стали можно наблюдать следы скольжения нескольких систем, деформационные факелы и вихри, двойники нескольких систем, зоны деформации сбросом, характер которых свидетельствует о высокоскоростном протекании пластической деформации [8]. При импульсном нагружении увеличивается число систем скольжения и двойникования, эффективность действия которых зависит от их ориентировки по отношению к ударной волне. Кратковременность и локальность лазерного воздействия способствуют стесненности пластической деформации, когда при определенных условиях осуществляются локальные пластические повороты микрообластей. Неодинаковость пластической деформации зерен, имеющих различную ориентировку, порождает стыковые дисклинации [9]. Связанные с ними поля упругих напряжений могут релаксировать за счет дополнительных пластических поворотов решетки сопрягающихся зерен. Микропластические процессы релаксации напряжений локализуются вблизи включений, где наблюдаются зоны сдвигово – ротационной деформации.



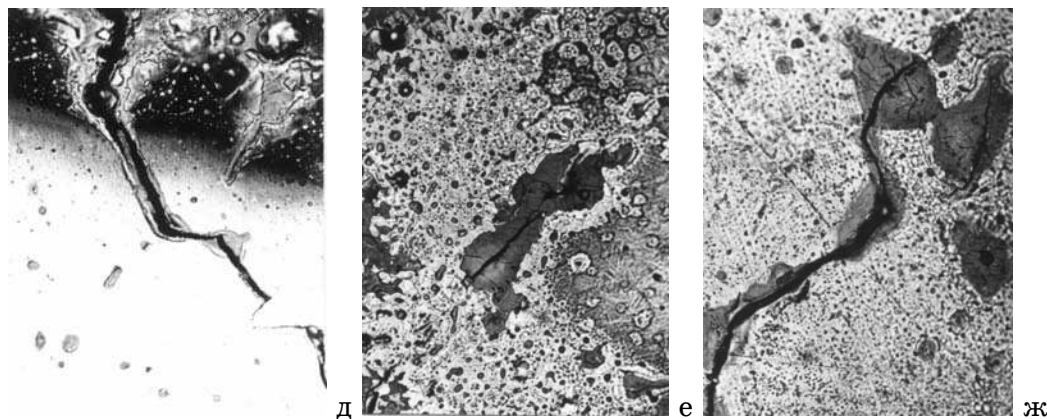


Рисунок 2 – Расплавившиеся включения после лазерного воздействия: а - $MnO-SiO_2$ (НВ-57), б,в- $FeS-(Mn, Fe)S$ (НВ-57), г-ж $(Mn, Fe)S$ (08кп); х 500.

Поскольку в зоне лазерного воздействия повышается температура, в матрице сталей с высокой скоростью происходят и рекристаллизационные процессы, имеющие динамический характер и определяющиеся типом стали и её исходным состоянием: возможны динамические полигонизация, первичная, вторичная и собирательная рекристаллизации, сопровождающиеся расщеплением границ зерен и образованием специальных границ [8]. В зоне лазерного воздействия возникает слабо развитая кристаллографическая текстура (100), т.е. часть зерен ориентирована этой плоскостью параллельно поверхности образца [10]. Частицы включений способствуют зарождению рекристаллизованных зерен, как и при обычном отжиге стали (см. рис.1,б).

Представляет интерес сравнить релаксационные процессы вблизи включений не только при статическом (квазистатическом) и динамическом нагружении, но и при статическом и динамическом нагреве. Последним является лазерное воздействие, которое, по существу, представляет собой тепловой удар. При резком нагреве до высоких температур в ударных волнах развиваются большие давления, создающие вблизи включений концентрацию термических и деформационных напряжений, для релаксации которых существует крайне малое время ударного сжатия. Описанные условия провоцируют лавинную релаксацию напряжений вблизи включений, где появляются сложно-деформированные зоны (рис.3), свидетельствующие о высокоскоростных сдвигово-поворотных процессах пластической деформации с элементами волнового характера. В отдельных участках этих зон есть признаки процессов возврата, и все же, несмотря на довольно значительную температуру нагрева, основным механизмом релаксации напряжений является высокоскоростная пластическая деформация.

Малое время, отведенное на релаксацию напряжений, практически оставляет мало шансов для протекания рекристаллизации вблизи включений, однако возможны процессы динамического возврата. Лишь в единичных случаях она проявилась вблизи включений в виде рекристаллизованных зерен специфического лепесткового характера (см. рис.1,б), свидетельст-

вующих о нескольких центрах термической релаксации вблизи одного включения. Размер зоны пластической релаксации составляет около 2-3 радиусов включения.



Рисунок 3 – Пластическая релаксация напряжений вблизи включения при лазерном воздействии; $\times 500$

Следует отметить, что, несмотря на кратковременное воздействие, энергия лазерного луча оказалась достаточной для оплавления весьма тугоплавких включений, а также для развития процессов массопереноса, заключающихся в обогащении окружающей матрицы элементами, входящими в состав включений (рис.4) и перехода элементов матрицы в поверхностную зону включений.

Движущей силой обмена атомами через границу является перепад химических потенциалов элементов, содержащихся во включении и окружающей матрице. Коэффициенты диффузии атомов решетки (железа) и атомов замещения вблизи температур плавления сталей в случае лазерного облучения превышают равновесную величину на порядок [7], коэффициенты диффузии атомов внедрения возрастают еще больше. Следует отметить возможность ионизации атомов компонентов стали и включений под действием облучения, что также влияет на скорость массопереноса. Для импульсного нагружения характерно также аномальное ускорение массопереноса [11]. Процессы массопереноса, протекающие при лазерном воздействии, облегчаются нагревом до высоких температур и движением дефектов кристаллического строения, возникающих при тепловом ударе, плавлением и конвективным массопереносом, электронным и электромагнитным взаимодействием включений и матрицы, образованием в поверхностных участках включений зон с повышенной плотностью дислокаций. В неравновесных условиях лазерного воздействия направленный массоперенос элементов через границы включение-матрица является комплексной величиной, зависящей от уровня и неоднородности достигаемых температур, напряжений, химических потенциалов элементов и других факторов:

$$\frac{\partial M}{\partial t} = -D_c \cdot \frac{\partial c}{\partial x} \pm D_T \cdot \frac{\partial T}{\partial x} + D_\sigma \cdot \frac{\partial \sigma}{\partial x} \pm D_E \cdot \frac{\partial E}{\partial x} + \dots \quad (2)$$

где $\frac{\partial M}{\partial t}$ – скорость массопереноса элемента через границу включение-матрица; $\frac{\partial c}{\partial x}$, $\frac{\partial T}{\partial x}$, $\frac{\partial \sigma}{\partial x}$, $\frac{\partial E}{\partial x}$ – градиенты соответственно концентрации, температуры, напряжений, электрического поля; D_c , D_T , D_σ , D_E – коэффици-

енты диффузии, обусловленные соответственно градиентами концентрации, температуры, напряжений, электрического поля.

Зона матрицы, прилегающая к включениям, насыщается компонентами включений, причем и в случаях оплавления включений и матрицы, и в твердом состоянии. Анализ участков стальной матрицы, прилегающих к включению, показал, что их структура неоднородна. Возможны несколько вариантов их строения, выявленного тепловым травлением в процессе лазерного воздействия (см. рис. 1-2). Это может быть одна зона, либо две или три; при этом в неметаллическом включении может вовсе не быть приповерхностной зоны, либо может быть одна или две зоны насыщения. Количество зон в матрице вблизи включений не зависело от типа и состояния включения в момент лазерного воздействия, однако зависело от режима лазерной обработки (табл. 2): чем выше энергия импульса и больше время воздействия, тем больше тенденция к появлению многослойных формирований. Это обусловлено активацией процесса массопереноса элементов из включений в матрицу при увеличении энергии лазерного импульса и увеличении возможности его реализации при росте продолжительности воздействия.

Таблица 2

Влияние режима лазерного воздействия на количество зон насыщения матрицы вблизи включений

Включение, сталь	W _{имп} , Дж	τ _{имп} , 10 ⁻³ , с				
		1,0	2,5	3,6	4,2	6,0
MnO·Al ₂ O ₃ , 60Г, 08Ю	10	0-1	0-1	0-1	1	1
	18	0-1	0-2	1-2	1-2	2
	25	0-2	1-2	1-2	1-3	2-3
	30	0-2	1-2	1-2	2-3	2-3
(Fe,Mn)S, 60Г, 08Ю	10	0-1	0-1	1	1	1
	18	0-1	1-2	1-2	1-2	1-3
	25	0-2	0-2	0-2	1-3	2-3
	30	0-2	1-2	1-2	2-3	2-3

Самая высокая степень насыщения оплавившейся матрицы наблюдается вблизи оплавившихся включений, менее насыщается оплавившаяся матрица у твердых включений и еще менее насыщается твердая матрица у твердых включений, поскольку скорость диффузии элементов в жидкой фазе значительно выше, чем в твердой. Поверхность включений, особенно в случаях их оплавления, насыщается компонентами матрицы благодаря движению атомов матрицы в противоположном направлении, что подтверждается результатами микрорентгено-спектрального анализа и ОЖЕ-спектроскопии. В условиях резкого охлаждения атомы элементов, перешедшие из включений в матрицу, фиксируются в твердом растворе. Зоны матрицы вблизи включений представляют собой пересыщенный компонентами включений твердый раствор.

Результаты изучения распределения микротвердости матрицы непосредственно на облученной поверхности показали, что вблизи включений микротвердость значительно превышает среднее значение микротвердости матрицы вдали от включений. Величина микротвердости матрицы зависит от типа стали, поскольку степень упрочнения стали в процессе лазерного облучения и закалки зависит от ее состава и структуры, определяющих механизм упрочнения. Суммарный эффект достигается от влияния повышенного количества дефектов структуры, пластических сдвигов и поворотов, высокотемпературного наклепа, мартенситного превращения, растворения карбидов и фиксации углерода и легирующих элементов в твердом растворе, а также микрохимической неоднородности. В локальных зонах матрицы вблизи включений эти факторы также действуют, однако увеличение микротвердости матрицы в этих участках свидетельствует о специфическом влиянии включений, степень которого характеризуется величиной коэффициента K_v .

Величина микротвердости матрицы вблизи включения и значение коэффициента K_v зависят от состояния включения и матрицы в момент облучения. Значения H_m и K_v максимальны при оплавлении всех видов включений и матрицы, уменьшаются в случаях оплавления матрицы у твердых включений и минимальны в случаях твердого состояния включений и матрицы. Это объясняется тем, что максимально элементами включений насыщается жидкая матрица при оплавлении или полном расплавлении включений. Следует отметить, что значения коэффициентов K_v при лазерном воздействии значительно превышают аналогичные коэффициенты, определенные при исследовании термических напряжений, обусловленных различным сжатием включений и матрицы при охлаждении [12]. Значения коэффициентов K_v при лазерном облучении находятся в пределах 1,44-1,86, величина коэффициентов K чисто термического происхождения для охлажденной на воздухе стали – 1,05-1,35. При лазерном воздействии значения микротвердости и коэффициентов K_v в матрице вблизи включений возрастают вследствие действия тех же факторов, что и вдали от включений, а также возникновения термических напряжений. Специфическое влияние включений проявляется в насыщении и пересыщении прилегающих участков матрицы компонентами включений, возникновении термических напряжений и локализации релаксационных процессов (деформационного и рекристаллизационного), имеющих высокоскоростной характер.

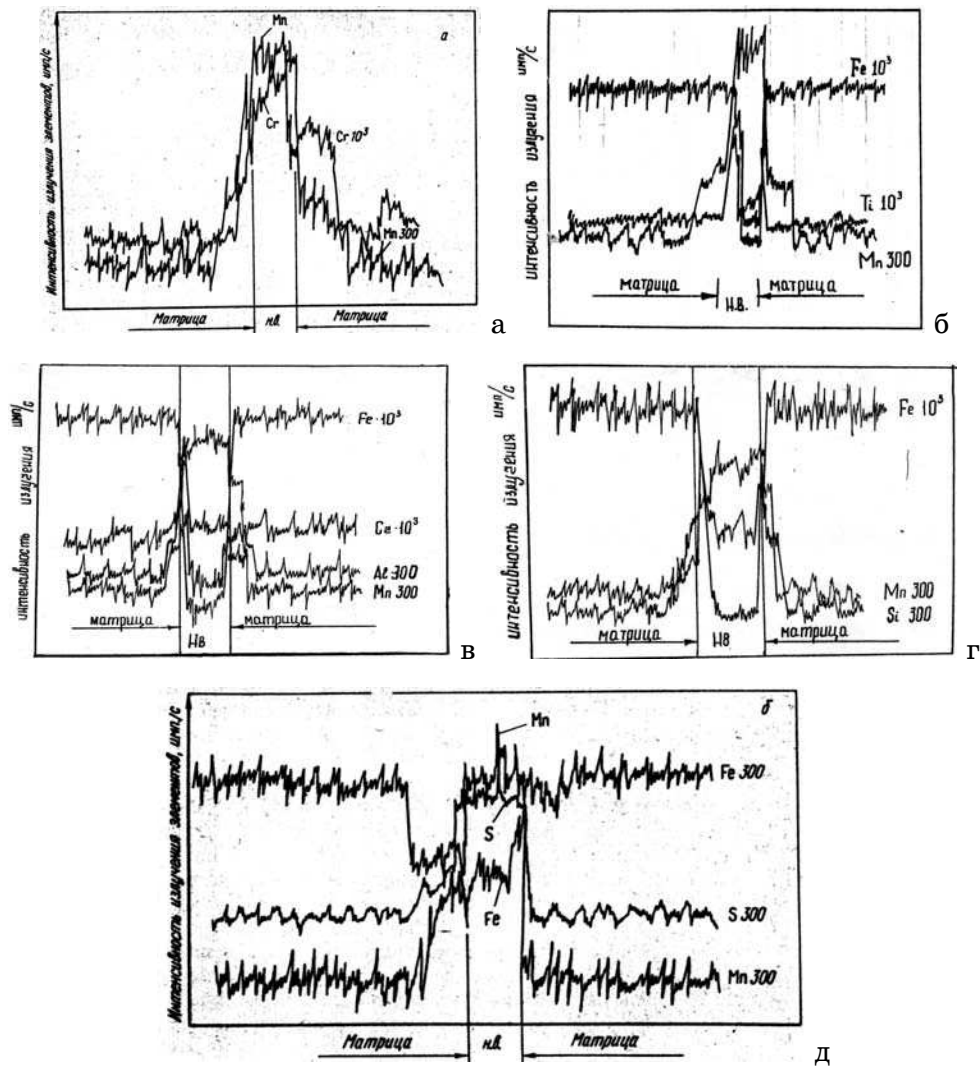


Рисунок 4 – Распределение элементов во включении и матрице после лазерного воздействия

Кроме того, необходимо учитывать влияние на упрочнение сталей процессов фазовых и структурных изменений, происходящих в поверхностных слоях неметаллических включений при взаимодействии их с матрицей, а также локальных изменений в самих межфазных границах включение-матрица [13]. Суммарный упрочняющий эффект от действия различных факторов выглядит следующим образом:

$$\sigma = \sigma_{\text{выс}} + \sigma_{\text{фаз}} + \sigma_{\text{лег}}^{\text{K}} + \sigma_{\text{м/хим}} + \sigma_{\text{терм}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{деф}} + \sigma_{\text{рекр}} + \sigma_{\text{лег}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{комп}}^{\text{M}} + \sigma_{\text{дисп}}^{\text{M}} + \sigma_{\text{МФГ}} + \sigma_{\text{комп}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{дисп}}^{\text{B}} + \sigma_{\text{ГФ}} \quad (3)$$

где $\sigma_{\text{выс}}$ - напряжения от высокотемпературного наклепа; $\sigma_{\text{фаз}}$ - напряжения от фазового наклепа при нагреве и охлаждении, в том числе при локальном влиянии включений на сдвиговые превращения в стальной матрице; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{K}}$ - упрочнение локальных зон растворения карбидов и микролегирования матрицы; $\sigma_{\text{м/хим}}$ - упрочнение от микрохимической неоднородности; $\sigma_{\text{терм}}^{\text{B}}$ - напряжения вблизи границ включение-матрица, обусловленные различием коэффициентов термического расширения (сжатия) матрицы и включения и зависящие от типа, формы и размера включения; $\sigma_{\text{деф}}$ - де-

формационное упрочнение от протекания релаксационных процессов высокоскоростного характера; $\sigma_{\text{рекр}}$ - напряжения от локализованных вблизи включений процессов возврата и рекристаллизации; $\sigma_{\text{лег}}^{\text{B}}$ - упрочнение прилегающих к включениям зон матрицы в результате микролегирования при частичной диссоциации (растворении) включений; $\sigma_{\text{комп}}^{\text{M}}$ - упрочнение в результате образования вблизи включений композиционных участков матрицы – зон насыщения; $\sigma_{\text{дисп}}^{\text{M}}$ - упрочнение в результате образования дисперсных «сателлитных» частиц вблизи исходных включений, а также уменьшения средних размеров и объемной доли неметаллических включений [13]; $\sigma_{\text{МФГ}}$ - упрочнение от сдвигового сопряжения решеток включения и матрицы [13]; $\sigma_{\text{эл}}$ - упрочнение от электронного взаимодействия контактирующих фаз включения и матрицы [13]; $\sigma_{\text{комп}}^{\text{B}}$ - упрочнение в результате образования во включениях композиционных участков [13]; $\sigma_{\text{дисп}}^{\text{B}}$ - упрочнение в результате образования дисперсных «сателлитных» частиц второй фазы в поверхностных участках исходных включений [13]; $\sigma_{\text{ГФ}}$ - упрочнение в результате образования граничных фаз [13].

Выводы. Неметаллические включения всех типов вносят существенный вклад в упрочнение стальной матрицы, кроме того, они являются одной из главных причин микронеоднородного характера упрочнения поверхностного слоя сталей при лазерном воздействии. Лазерная обработка сталей, создающая предпосылки для контактного взаимодействия между неметаллическими включениями и стальной матрицей в условиях аномального массопереноса, позволяет создать способы целенаправленного влияния на параметры неметаллических включений, состав и структуру локальных участков стальной матрицы, а также границ включение-матрица. Это позволит прогнозировать изменение уровня упрочнения сталей при лазерном воздействии. Исследованные особенности формирования зон контактного взаимодействия в стальной матрице при лазерном воздействии позволяют реализовать возможности трансформации границ включение-матрица, поскольку в результате легирования локальных участков матрицы в условиях аномального массопереноса от неметаллических включений вблизи включений создаются ликвационные упрочненные зоны. Совмещение лазерной термообработки с микролегированием локальных участков матрицы от внутренних источников – неметаллических включений, сопровождающееся поверхностной диссоциацией включений, позволяет уменьшить средние размеры и общую загрязненность стали неметаллическими включениями и открывает возможности формирования межфазных границ включение-матрица с заданными свойствами путем искусственного регулирования степени растворения исходных включений и уровня насыщения прилегающих участков матрицы элементами включений, а также характера структуры прилегающих к включению зон матрицы при изменении режима лазерного воздействия. Стабильность лазерного упрочнения матрицы вблизи включений связана с режимом лазерной обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали. – М.: Металлургия, 1991. – 225 с.
2. Леонтьев П.А., Чеканов Н.Т., Хан М.Г. Лазерная поверхностная обработка металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 142 с.
3. Губенко С.И., Демидова О.А. Влияние включений оксидов на упрочнение стали при лазерном воздействии // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1986. - № 11. – С.110-114.
4. Губенко С.И. Поведение неметаллических включений при лазерной обработке. – К.: Общество “Знание” УССР. – 1986. – 18 с.
5. Губенко С.И. Структурные эффекты вблизи неметаллических включений при лазерной обработке сталей // Физико-химическая механика материалов. – 1999. - № 6. - С.57-66.
6. Упрочнение деталей лучом лазера / Коваленко В.С., Головки Л.Ф., Меркулов Г.В., Стрижак А.И. – К.: Техника, 1981. – 131 с.
7. Кристал М.А., Жуков А.А., Кокора А.Н. Структура и свойства сплавов обработанных излучением лазера. – М.: Металлургия, 1973. – 192 с.
8. Губенко С.И. О динамическом характере рекристаллизации стали при лазерном воздействии // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1989. - №10. – С.2-4.
9. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. – 224с.
10. Губенко С.И., Варавка В.Н. Особенности развития рекристаллизации стали при лазерной обработке // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 1990. - №7. – С.74-78.
11. Лариков Л.Н., Мазанко В.Ф., Фальченко В.М. Массоперенос в металлах при импульсном нагружении // Физика металлов и металловедение. – 1983. - № 6. – С.144-145.
12. Бельченко Г.И., Губенко С.И. Неметаллические включения и качество стали. К.: Техника, 1980. – 168 с.
13. Губенко С.И. Поведение межфазных границ неметаллическое включение-матрица стали при высокоэнергетических воздействиях. Современные проблемы металлургии. Сб. научных тр. НметАУ. – Днепропетровск. – 2004-2005. – т.7. – с.42-53.

ИССЛЕДОВАНИЯ СВОЙСТВ СИСТЕМЫ $\text{FeO}_x\text{-CaO-SiO}_2\text{-MgO-}$ Al_2O_3 В ПРОЦЕССАХ ОКУСКОВАНИЯ

В работе исследованы свойства расплава, образующегося в процессах окучкования железорудных материалов. В частности экспериментально определены температура плавления и угол контакта расплава с магнетитом. Используя различные модели, были вычислены поверхностное натяжение и вязкость расплавов. Рассмотрено влияние соотношения $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ и MgO/SiO_2 на свойства расплавов. Изучение свойств различных минеральных фаз, образование которых возможно при окучковании, может применяться для прогнозирования структуры связки и качества окучкованного железорудного сырья.

У роботі досліджено властивості розплаву, що утворюється в процесах окускування залізорудних матеріалів. Зокрема експериментально визначена температура плавлення і кут контакту розплаву з магнетитом. Використовуючи різні моделі, був обчислений поверхневий натяг і в'язкість розплавів. Розглянуто вплив співвідношення $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ і MgO/SiO_2 на властивості розплавів. Вивчення властивостей різних мінеральних фаз, утворення яких можливо при окускуванні, може застосовуватися для прогнозування структури зв'язки і якості окучкованої залізорудної сировини.

The addition of various mineral components such as dolomite and alumina in an iron ore changes the slag composition during the sintering and pellets burning processes and can improve the effectiveness and quality of these processes. In this investigation the properties of slags from sintering and pellets burning processes such as liquidus temperature and contact angle with Al_2O_3 -ceramic and magnetic iron ore were measured. The surface tension and viscosity of slags were calculated using a different models.

Постановка проблемы

Окончательное упрочнение в процессе спекания происходит с участием жидких фаз, источником которых являются твердофазные ферриты. По мере роста температуры обжига ферритный расплав ассимилирует первичный расплав шихты, кварц и остаточные включения флюса, в его состав переходит некоторое количество гематита преимущественно мелкой фракции. На стадии жидкофазного упрочнения увеличивается скорость диффузии компонентов, облегчается перемещение рудных частиц относительно друг друга. При достаточной смачиваемости кристаллов гематита расплавом проявляются капиллярные силы, приводящие к усадке.

Анализ публикаций по теме исследования

Тесный контакт на границах фаз оксидов с расплавом зависит от смачиваемости и вязкости, что в свою очередь зависит от состава расплава, при этом присутствие в окатышах оксидов магния и алюминия оказывает серьезное влияние на свойство расплава и как следствие итоговые качества окатышей. Изучение состава ферритных фаз в готовом железорудном сырье,

проведенное М.С. Моделем, В.Я. Лядовой и Н.В. Чугуновой [1], позволило для характеристики степени подготовленности аглошихты и шихты окатышей к процессам феррито- и силикатообразования предложено, помимо основности, использовать глиноземный Al_2O_3/SiO_2 и магнезиальный модуль MgO/SiO_2 в качестве оценочных характеристик реакционной способности шихты.

Формирование целей исследования

Изучение свойств различных минералов, образование которых возможно при окусковании, с учетом основности, глиноземного и магнезиального модулей может применяться для прогнозирования структуры связки и качества окускованного железорудного сырья на стадии подготовки его шихты. В этой работе были исследованы свойства расплава, образующегося в процессах окускования железорудных материалов. В частности экспериментально определены температура плавления и угол контакта расплава с магнетитом. Используя различные модели, были вычислены поверхностное натяжение и вязкость расплавов.

Основная часть

Экспериментальное исследование

Подготовка материалов. Химические составы исследованных смесей показаны в таблице 1. Для проведения экспериментов были подготовлены образцы в виде брикетов диаметром 3-5 мм и высотой 6-8 мм.

Методика исследования. Схематическая диаграмма экспериментального аппарата приведена на рисунке 1. Для исследования использовалась горизонтальная индукционная печь с генератором мощностью 15 кВт и частотой тока 0,4 - 0,7 МГц. Нагревательный элемент представлял собой трубку, состоящую из углерода с внутренним диаметром 40 мм. Чтобы обеспечить защитную газовую атмосферу применяли аргон. Температуру измеряли термопарой PtRh18.

Температура плавления была измерена согласно германскому стандарту DIN51730 (2006-09)/ISO540 (1995-03).

Углы контакта между расплавом и подложкой были определены по форме капли при температуре $T_{пл}+10K$, а также при температурах 1573, 1623 и 1673 К. В качестве подложки использовали полированную пластинку, изготовленную из магнетитовой руды. Подготовленные образцы укладывали на пластинку, которую по уровню устанавливали на держатель и вводили в печь. С открытого конца печи была установлена видеочкамера. Образец нагревали до температуры плавления и производили запись.

Изображения были проанализированы, используя программу “Analysis” (модуль “IMES”) от Aquinto AG, рисунок 2.

Таблица 1

Химический состав исследуемых смесей

№	Содержание, %						Al ₂ O ₃ /SiO ₂	MgO/SiO ₂	Основность*
	Fe ₂ O ₃	FeO	CaO	SiO ₂	MgO	Al ₂ O ₃			
13	35,81	16,11	25,18	14,86	2,81	5,24	0,35	0,19	1,69
14	35,99	16,19	25,37	14,57	4,51	3,37	0,23	0,31	1,74
15	45,43	20,44	14,42	13,29	3,31	3,11	0,23	0,25	1,09
16	41,81	18,81	20,48	14,68	2,01	2,21	0,15	0,14	1,4
17	41,81	18,81	19,16	13,47	2,01	4,75	0,35	0,15	1,42
18	35,99	16,20	24,73	16,14	4,51	2,43	0,15	0,28	1,53
19	35,99	16,20	23,27	14,81	4,51	5,22	0,35	0,30	1,57
20	41,81	18,81	21,06	13,25	2,01	3,07	0,23	0,15	1,59
21	35,81	16,11	26,64	16,19	2,81	2,44	0,15	0,17	1,65

* CaO/SiO₂

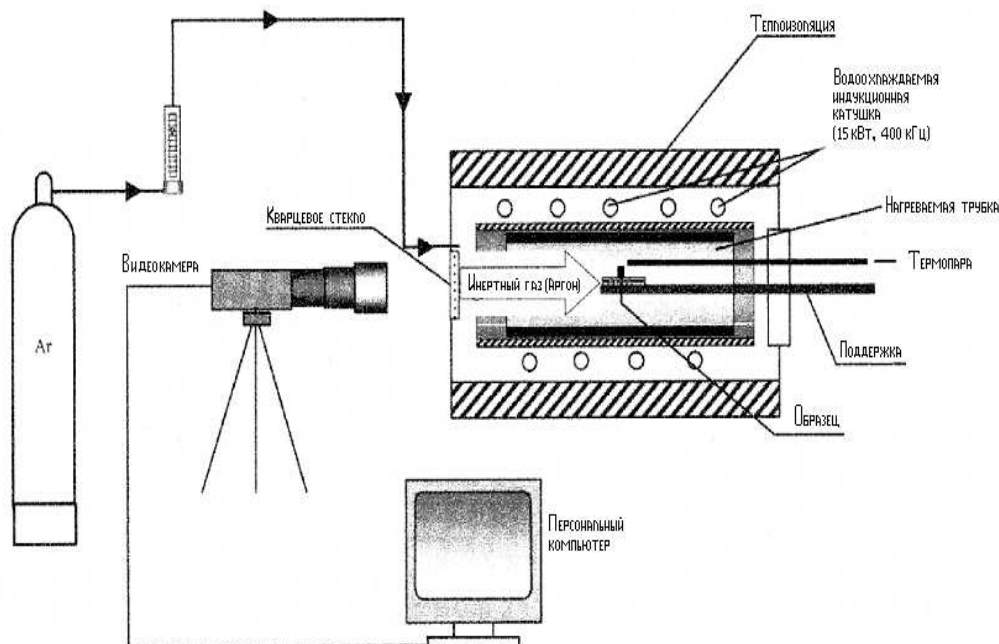


Рисунок 1 - Схематическая диаграмма экспериментальной установки

Результаты исследования

Температура плавления смесей. Результаты экспериментов по определению температуры плавления показаны в таблице 2.

Таблица 2

Температура плавления смеси

Номер образца	13	14	15	16	17	18	19	20	21
T _{пл} [K]	1623	1656	1763	1712	1679	1668	1728	1622	1576

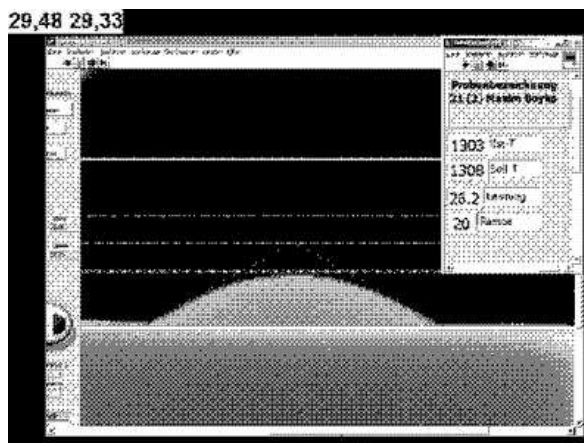


Рисунок 2 - Пример обработанного изображения

Угол контакта. Результаты исследования угла контакта расплава и магнетитовой подложки при температуре $t_{пл} + 10$ К показаны в таблице 3.

Таблица 3

Угол контакта при температуре $t_{пл} + 10$ К

Номер образца	13	14	15	16	17	18	19	20	21
Угол контакта, °	23,70	24,61	21,83	17,61	35,76	19,20	27,51	37,85	26,80

На рисунке 3 показано изменение угла контакта при изменении при изменении отношения MgO/SiO_2 при различных отношениях Al_2O_3/SiO_2 .

Так же в ходе исследования были измерены углы контакта расплава и магнетитовой подложки при температурах 1300, 1350, 1400 °С. Результаты представлены в таблице 4.

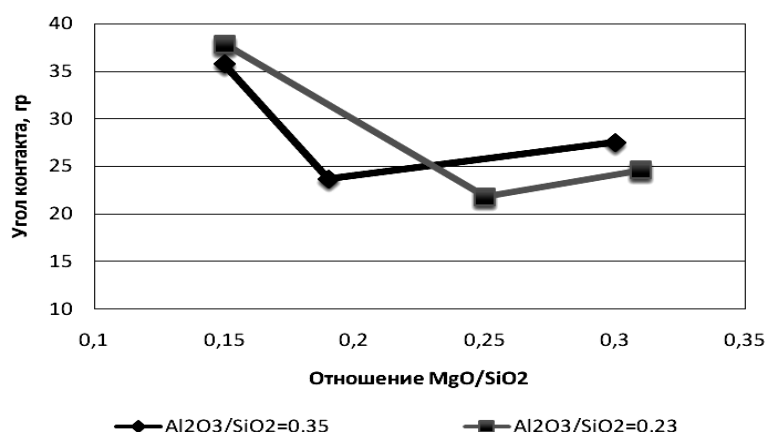


Рисунок 3 - Изменение угла контакта в зависимости от отношения MgO/SiO_2

Аналитические исследования

Поверхностное натяжение. В настоящей работе поверхностное натяжение для исследуемых расплавов было рассчитано с использованием моделей Сато, Дитцеля, Салманга и Джоуена [2, 3]. Результаты расчетов поверхностного натяжения при температуре 1723 К представлены в таблице 5.

Таблица 4

Угол контакта при различных температурах

Номер образца	Температура, К		
	1573	1623	1673
13	37,00	23,75	-
14	35,50	23,50	16,50
15	-	57,50	23,83
16	-	-	17,50
17	-	-	34,25
18	-	34,50	19,00
19	-	-	36,67
20	-	38,00	-
21	27,33	19,50	-

Таблица 5

Рассчитанное поверхностное напряжение при температуре 1723 К

Номер образца	Поверхностное натяжение, мН/м		
	Дитцель	Дитцель	Дитцель
13	459	459	459
14	465	465	465
15	469	469	469
16	464	464	464
17	462	462	462
18	465	465	465
19	462	462	462
20	465	465	465
21	461	461	461

На рисунке 4 показано изменение поверхностного натяжения при изменении основности, а на рисунке 5 – при изменении отношения MgO/SiO_2 при различных отношениях Al_2O_3/SiO_2 .

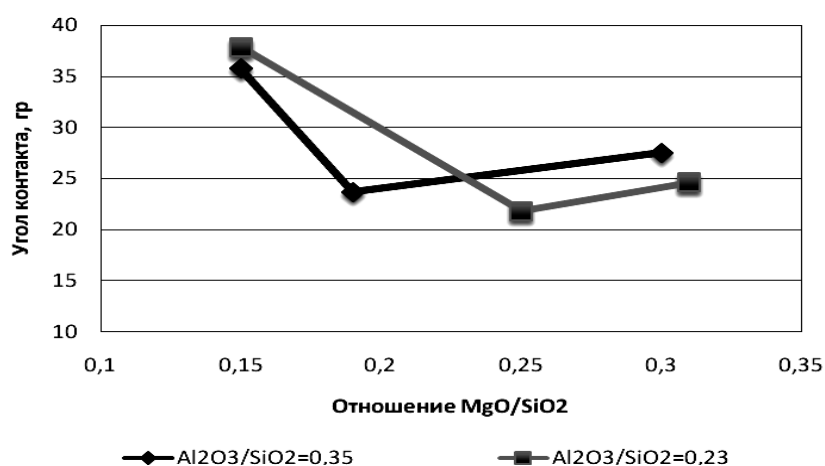


Рисунок 4 - Изменение поверхностного натяжения при изменении основности

Вязкость.. В данной работе вязкость расплавов была рассчитана, используя модели Рубойда и Урбана.

Для проверки моделей была рассчитана вязкость шлаков системы $Al_2O_3-FeO-CaO-SiO_2$, для составов, вязкость которых была определена экспериментально А.А. Гиммельфарбом и К.И. Котовым. [4]

Рассчитанная и определенная экспериментально вязкость, а также состав шлаков приведены в таблице 6. На рисунке 6 показано сравнение опытных результатов определения вязкости с данными, полученными по моделям.

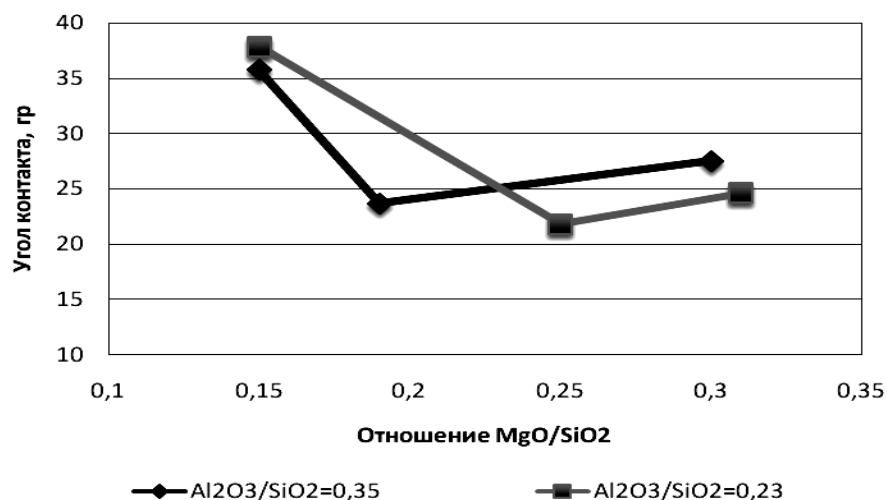


Рисунок 5 - Изменение поверхностного натяжения в зависимости от отношения MgO/SiO₂

Таблица 6

Расчетные и экспериментальные (из литературных источников) значения вязкости шлаков

№	Содержание, %				Основность*	Вязкость, Па*с		
	Al ₂ O ₃	FeO	CaO	SiO ₂		Опыт	Рубойд	Урбан
1	5,7	16,6	30,9	46,8	0,66	0,8	1,176	0,469
2	5,2	19,8	28,6	46,9	0,61	0,9	1,033	0,373
3	5,4	21,7	41,5	31,4	1,33	0,2	0,281	0,063
4	5,5	24,9	36,3	33,3	1,09	0,05	0,319	0,077
5	6,6	20,0	27,1	36,9	1,00	0,05	0,730	0,329
6	6,1	22,7	27,9	43,3	0,64	0,45	0,799	0,312

* CaO/SiO₂

Вязкость и плотность, рассчитанные при температуре 1723 К по моделям Рубойда и Урбана для исследуемых расплавов представлены в таблице 7.

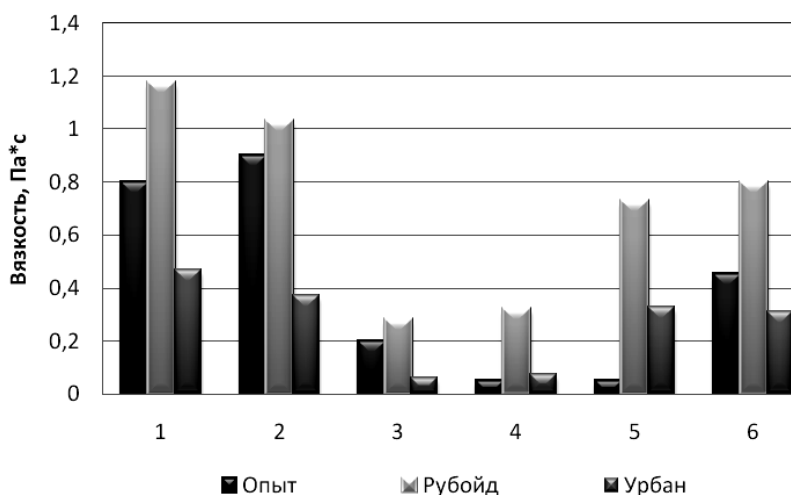


Рисунок 6 - Сравнение опытных данных с расчетными по моделям

Таблица 7

Вязкость и плотность при температуре 1723 КБ

Номер образца	Вязкость, Па*с		Плотность, кг/см ³
	Рубойд	Урбан	
13	1,113	1,100	3,921
14	1,155	0,800	3,229
15	0,835	0,600	3,431
16	0,988	0,579	3,337
17	0,921	0,797	3,336
18	1,18	0,736	3,219
19	1,099	1,067	3,226
20	0,97	0,602	3,345
21	1,194	0,700	3,213

На рисунке 7 показано изменение вязкости при изменении основности, а на рисунке 9 – при изменении отношения MgO/SiO_2 при различных отношениях Al_2O_3/SiO_2 .

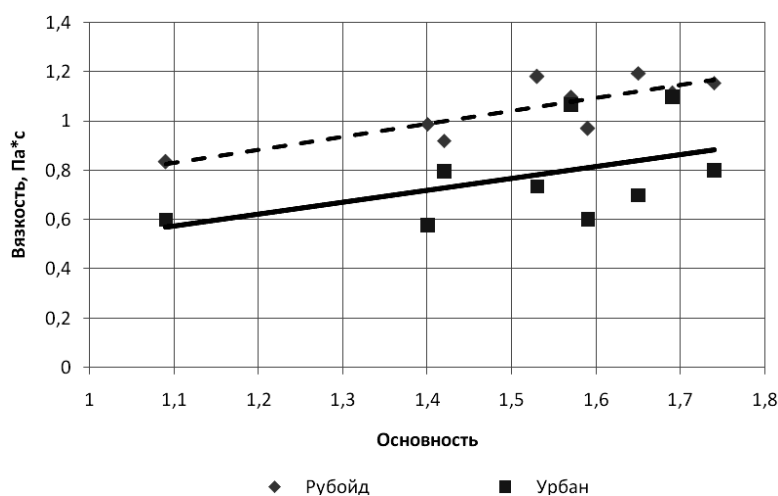


Рисунок 7 - Изменение вязкости при изменении основности

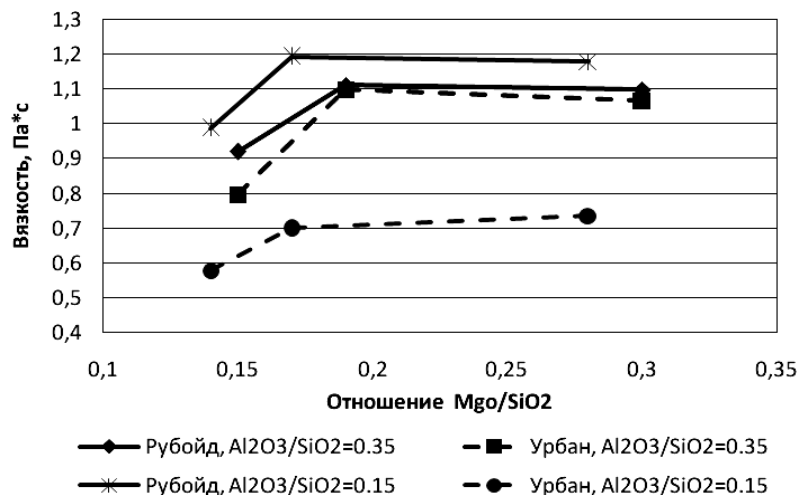


Рисунок 8 - Изменение вязкости в зависимости от отношения MgO/SiO₂

Анализ результатов исследования

При рассмотрении зависимости угла контакта от основности наблюдаются два пика, соответствующие основности 1,4 и 1,6. С увеличением отношения Al₂O₃/SiO₂ наблюдается некоторое увеличение угла контакта. Увеличении отношения MgO/SiO₂ 0,15 до 0,25 приводит к снижению угла контакта с 35 до 20 ° при отношении Al₂O₃/SiO₂ 0,23-0,35

По данным модели Сато наблюдается некоторое увеличение поверхностного натяжения расплаве с увеличением отношения Al₂O₃/SiO₂, а при изменении увеличении отношения MgO/SiO₂ поверхностное натяжение изменяется незначительно.

По данным модели Рубойда с увеличением основности расплава с 1,1 до 1,7 наблюдается повышение вязкости с 0,82 до 1,2 Па*с. С увеличением отношения Al₂O₃/SiO₂ наблюдается незначительное увеличение вязкости. Увеличение отношения MgO/SiO₂ с 0,14 до 0,2 приводит к увеличению вязкости с 0,9 до 1,2 Па*с. Это согласовывается с известными зависимостями [5], так при вводе 3-10 % Al₂O₃ в состав расплава его вязкость и характер ее изменения практически не изменяются. При вводе в состав расплаву основностью 1,2 - 3 % MgO расширяется интервал затвердевания расплава и уменьшается его кристаллизационная способность. Однако при дальнейшем увеличении содержания MgO в расплаве его кристаллизационная способность резко возрастает.

Выводы и перспективы дальнейших исследований

В этой работе были исследованы свойства расплава, образующегося в процессах окускования железорудных материалов. В частности экспериментально определены температура плавления и угол контакта расплава с магнетитом. Используя различные модели были вычислены поверхностное натяжение и вязкость расплавов.

Рассмотрено влияние основности, а также глиноземного и магнезиального моделей (отношений Al₂O₃/SiO₂ и MgO/SiO₂) на свойства расплавов, образующихся в процессе спекания при агломерации и обжиге окатышей.

Изучение свойств различных минералов, образование которых возможно при окусковании, с учетом основности, глиноземного и магнезиального модулей может применяться для прогнозирования структуры связки и качества окускованного железорудного сырья. Полученные данные могут служить физико-химическим обеспечением для решения важной практической задачи — получению прочных связей в железорудном сырье путем формирования фазовых структур.

ЛИТЕРАТУРА

1. Малышева Т.Я. Железорудное сырьё: упрочнение при термообработке.- М.: Наука, 1988.- 198 с.
2. Sato R. Powered mold additives for continuous casting characteristic properties of the instructions for the use of C-series teemix // *Steelmaking Proceedings, ISS-AIME Detroit*, 62 (1979), pp. 48-67.
3. Jouenne, C.A.: p. 147 in: Ivanov, O.: *Metallurgische Grundlagen zur Optimierung von Hochofenschlacken mit Bezug auf die Alkalikapazität*. Deutsche Dissertation, TU Bergakademie Freiberg 2003.
4. Гиммельфарб А.А., Котов К.И. Процессы восстановления и шлакообразования в доменных печах.- М.: Металлургия, 1982.- 328 с.

ТЕХНОЛОГИЯ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА РАСПЛАВ В ЛИТЕЙНОЙ ФОРМЕ – ОДИН ИЗ ПЕРСПЕКТИВНЫХ СПОСОБОВ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА ОТЛИВОК

Приведены результаты аналитических исследований эффективности использования давления при различных технологических схемах литья, предусматривающих использование данного параметра в качестве управляющего процессами формирования отливки. Представлена технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме и результаты ее применения при производстве отливок, заливаемых в кокиль.

Приведені результати аналітичних досліджень ефективності використання тиску при різних технологічних схемах лиття, що передбачають використання даного параметру в якості керуючого процесами формування виливка. Представлена технологія газодинамічного впливу на розплав в ливарній формі та результати її використання при виробництві виливків, що заливаються в кокиль.

Results of analytical researches of efficiency of the use of pressure at the different methods of foundry, foreseeing the use of this parameter for the processes control of forming of cast. Technology of gaz-dynamic influence is represented on fusion in a cast form and results of its application at production of casts inundated in metal form.

Введение. Развитие новой техники и технологии на современном этапе сопровождается все возрастающими требованиями к уровню и стабильности механических свойств, отсутствию дефектов литого металла. При этом, основные технологические процессы гравитационной заливки и формирования отливок находятся на пределе своих возможностей с точки зрения дальнейшего повышения качества литья. Одним из путей решения данной проблемы является использование методов дополнительного физического воздействия и, в первую очередь, давления на процессы формирования качественного литого изделия на этапе перехода металла из жидкого в твердое состояние. Данный факт подтверждается созданием и промышленным освоением целого ряда технологий литья с применением давления (литье под давлением, литье под низким давлением, с противодавлением, литье с кристаллизацией под поршневым давлением, литье выжиманием и др.). Все эти способы, помимо общего параметра, управляющего процессами формирования отливки – давления, имеют свои, прежде всего, технологические особенности и степень сложности осуществления процесса, достоинства и недостатки. Поэтому разработка достаточно универсальных эффективных процессов внешних физических воздействий на затвердевающий металл является актуальной задачей, которая неизменно привлекает внимание технологов и исследователей. Одним из таких процессов, позволяю-

щих снизить непроизводительные потери металла и повысить его качество, является газодинамическое воздействие на расплав в литейной форме.

Анализ состояния вопроса. Способы приложения давления к металлу затвердевающей отливки можно разделить на три основные группы [1]. К первой относятся способы литья под всесторонним газовым давлением (ЛВГД): автоклавное литье, применение газостатов. Ко второй группе относятся те способы литья, в которых газовое или поршневое (пуансонное) давление передается посредством находящегося в тигле или камере сжатия расплава жидкому металлу внутри отливки и далее – к фронту затвердевания: литье под низким давлением, с противодействием, вакуумным всасыванием и т.п. Третью группу составляют способы литья под воздействием поршневого давления, которое передается жидкому металлу внутри отливки путем смятия наружной затвердевшей корочки поверхностью прессирующего поршня (пуансона).

Литье под всесторонним газовым давлением традиционно осуществляется в автоклавах. Данный способ получил свое развитие от первоначального варианта использования только для этапа затвердевания отливки [2], до осуществления процесса, начиная со стадии подготовки металла к заливке, последующего заполнения полости формы и затвердевания отливки [3]. Обычно, избыточное давление газа в автоклаве находится на уровне 0,4 – 0,6 МПа. Существует также вариант технологии ЛВГД с использованием автоклава, конструкция которого предусматривает наличие гидравлического пресса, с помощью которого возможно увеличение давления в камере до 25 МПа [4], однако, данный тип конструкций предусматривает значительные ограничения по массе и габаритам отливки.

В процессе формирования отливок при ЛВГД существенными являются изменения теплофизических характеристик используемого газа [5] и материала формы [6], непосредственно влияющие на интенсификацию теплообмена между отливкой и формой, как при плотном контакте, так и в зазоре [7]. Авторы [1, 8, 9] отмечают, что основной параметр, влияющий на продолжительность затвердевания и последующего охлаждения отливки при ЛВГД – величина давления: чем она больше, тем меньше продолжительность и выше скорость затвердевания.

В отличие от большинства известных способов литья, основанных на заливке дозированного количества жидкого металла непосредственно в рабочую полость формы или в промежуточное заливочное устройство (например, камеру прессования машины литья под давлением), при литье под низким давлением (ЛНД) жидкий металл, находящийся в тигле, металлопроводе и рабочей полости формы, в течение всего процесса формирования отливки составляет замкнутую систему. Технологическая схема ЛНД предусматривает возможность интенсификации теплообменных процессов между отливкой и формой за счет более плотного контакта под действием давления жидкого сплава внутри отливки, в том числе, за счет увеличения плотности сжимаемых расплавом в микронеровностях поверхности формы

газовых включений. По данным [1] в пределах используемого при ЛНД перепада давлений (0,017 – 0,15 МПа) продолжительность затвердевания отливок по сравнению с кокильным литьем сокращается на 15 – 40 %. Однако, конечный результат действия перепада давлений на продолжительность затвердевания отливки зависит от положения сплава на диаграмме состояния [1]. Например, под действием одной и той же величины перепада давлений продолжительность эвтектической кристаллизации сплавов системы Al-Si сокращается в 1,5 – 2 раза интенсивней, чем в период затвердевания сплавов в интервале температур [1].

ЛНД оказывает существенное влияние на структуру, физико-механические и эксплуатационные свойства отливок. Так, по данным [10] в отливках из заэвтектического сплава ВКЖЛС-2 воздействие низкого давления вызывает эффект модифицирования первичного кремния, размеры кристаллов которого под давлением 0,05 МПа уменьшаются в ~ 1,5 раза, а при давлении 0,075 МПа – в 2 раза. Плотность металла отливки толщиной 10 – 50 мм повышается на 1,3 %, твердость – на 8 %, а прочность на разрыв – более чем на 20 %. В зависимости от степени эвтектичности чугуна, температуры заливки и избыточного давления прочностные свойства стандартных цилиндрических образцов \varnothing 30 мм, полученных в сухих формах из песчано-жидкостекольной смеси, в среднем увеличиваются на 10 – 35 %, твердость – на 1,0 – 2,2 %. Положительное действие избыточного давления отмечается также при получении отливок из стали и медных сплавов [10].

Реализация механического давления на расплав в литейной форме (матрице) осуществляется поршневым, пуансонным, пуансонно-поршневым прессованием [1, 8] и передается непосредственно металлу формирующейся в матрице заготовки без использования литников или камер прессования. В процессе литья под поршневым давлением порядка 100 – 200 МПа достигается значительная интенсификация процесса затвердевания отливки. Продолжительность затвердевания отливок из широкой гаммы сплавов сокращается от 1,5 до 3 – 4 раз [1, 8, 11, 12]. При этом, увеличение времени выдержки расплава в матрице до начала прессования приводит к значительному перепаду давлений по высоте заготовки из-за необходимости увеличения усилия для деформации нарастающего на стенках матрицы слоя затвердевшего металла. В работе [13] показано, что каждому значению относительной толщины затвердевшей корки металла соответствует критическое давление прессования $p_{кр}$, ниже которого в отливке остается объем расплава, затвердевающий при отсутствии давления. Так, в стальной отливке радиусом $R = 45$ мм критическое давление при достижении толщины корки $\delta_{те} = 0,8 R$ составляет 50 МПа, а при $\delta_{те} \approx R$ давление $p_{кр} > 100$ МПа без учета дополнительных потерь усилия прессования на преодоление сил трения в контактной зоне отливки со стенками матрицы [1]. По данным [14] эти потери достигают 20-40% приложенного к поршню исходного давления. Для того, чтобы весь объем металла отливки затвердел под действи-

ем заданного избыточного давления $p_{изб}$, прикладываемое к поршню усилие $p_{исх}$ должно выбираться с учетом компенсации потерь давления на преодоление сопротивления деформируемой корки $p_{кр}$ и потерь на трение в контактной зоне $p_{тр}$ [1]:

$$p_{исх} \geq p_{изб} + p_{кр} + p_{тр} \quad (1)$$

Данная особенность процесса приводит к тому, что способ литья с кристаллизацией под поршневым давлением обладает наиболее низким коэффициентом полезного использования давления $K_{эф}$ [1] по сравнению с литьем под регулируемым перепадом давлений или автоклавным литьем (табл. 1). Данный коэффициент представляет отношение безразмерных величин сокращения продолжительности затвердевания отливки под действием приложенного давления к приросту последнего:

$$K_{эф} = \frac{(t_0 - t_p) p_{исх}}{t_0 (p_{раб} - p_{исх})}, \text{ МПа}, \quad (2)$$

где t_0 и t_p – продолжительность затвердевания отливки (с) под воздействием исходного $p_{исх}$ и повышенного рабочего $p_{раб}$ давления (МПа).

Таблица 1

Эффективность воздействия давления на затвердевание отливок в зависимости от способа приложения [1]

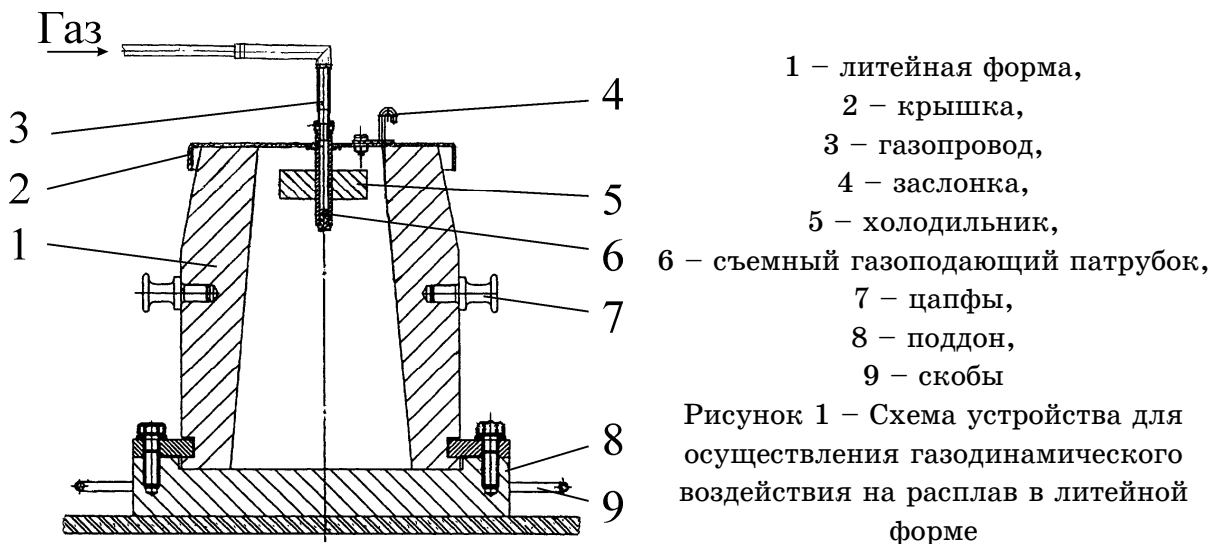
Давление	Металл, сплав	Диаметр отливки, мм	$\frac{t_0 - t_p}{t_0}$	$\frac{P_{раб} - p_0}{p_0}$	Кэф
Поршневое	Al+ 11,9% Si	50	0,722	351,5	$2 \cdot 10^{-3}$
	AK12	80	0,625	200,0	$3,1 \cdot 10^{-3}$
	Zn	30	0,852	100,0	$8,5 \cdot 10^{-3}$
	Zn	30	0,782	500	$1,5 \cdot 10^{-3}$
	Zn	30	0,478	25,0	$1,9 \cdot 10^{-2}$
	ЛЦ40Мц3А	50	0,440	100,0	$4,4 \cdot 10^{-3}$
	ЛЦ40Мц3А	50	0,520	200,0	$2,6 \cdot 10^{-3}$
	Al	50	0,650	100,0	$6,5 \cdot 10^{-3}$
Al	50	0,700	200,0	$3,5 \cdot 10^{-3}$	
Автоклавное	AK9ч	20	0,680	24,0	$2,5 \cdot 10^{-2}$
	AK9ч	20	0,250	8,0	$3,1 \cdot 10^{-2}$
	AK9ч	20	0,140	5,0	$2,8 \cdot 10^{-2}$
	AK8М3ч	60	0,450	6,5	$6,9 \cdot 10^{-2}$
	AK12	60	0,400	4,5	$6,8 \cdot 10^{-2}$
ЛНД	ВКЖЛС	30	0,320	0,15	2,1
	ВКЖЛС	30	0,190	0,08	2,3
	AK12	—	4,000	0,025	1,6·10

Данные таблицы 1 свидетельствуют о том, что относительное сокращение времени затвердевания отливок для всех рассматриваемых способов литья при показателях рабочего давления 0,08 – 350 МПа изменяется незначительно по сравнению с изменением коэффициента $K_{эф}$, значения которого находятся в широком диапазоне. Наибольшие значения указанного коэффициента соответствуют способу ЛНД. В условиях действия поршнево-

го или автоклавного давления, существенная его часть расходуется на преодоление сопротивления образующихся на стенках формы и поверхности прибыли корочек затвердевшего металла. Следовательно, воздействие давления оказывается наиболее эффективным, когда оно в течение всего процесса передается непосредственно жидкой фазе внутри затвердевающей отливки. Кроме того, эффективность способа зависит от степени сложности конструкции и особенностей эксплуатации оборудования, необходимого для осуществления технологического процесса, использования вспомогательных материалов, дополнительного персонала и т.п. Этим условиям отвечает разработанная на кафедре литейного производства Национальной металлургической академии Украины технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме [15, 16], предусматривающая затвердевание отливки под регулируемым газовым давлением после герметизации металла в рабочей полости литейной формы.

Целью настоящей работы является разработка технологии газодинамического воздействия на затвердевающий расплав в литейной форме, а также ее представление, в том числе, с точки зрения эффективности и перспективности использования способа наряду с уже известными технологиями данного направления.

Основной материал. Способ осуществления газодинамического воздействия на расплав в литейной форме [15] реализуется с помощью соответствующего устройства [16]. Схема одного из вариантов конструкции представлена на рисунке 1.



Устройство для получения отливок состоит из литейной формы 1, крышки 2, которая расположена на ее поверхности, газопровода 3, соединенного с внешним источником подачи газа (на схеме не показана). Крышка имеет заслонку 4, используемую для визуального наблюдения за рабочей полостью формы. В состав конструкции также входит холодильник 5, закрепленный на съемном газоподающем патрубке 6.

Основные технологические операции осуществляются следующим образом. Литейную форму 1 с помощью подъемно-транспортного оборудования устанавливают и крепят на поддоне 8, который, в свою очередь, перемещается и устанавливается на заливочной площадке подъемно-транспортным оборудованием с помощью скоб 9. Отдельно производят соединение газопровода 3 с газоподающим патрубком 6. Затем на газоподающем патрубке с помощью фиксаторов или сваркой закрепляют холодильник. После этого в рабочую полость литейной формы заливают металл. При этом газопровод, как и всю систему подачи газа, соединяют с атмосферой при помощи специально установленного вентиля (на схеме не показано). Затем вручную или при помощи грузоподъемного оборудования на поверхность металла в форме опускают холодильник и погружают его в расплав, преимущественно, до тех пор, пока он не окажется полностью облитым расплавом. В таком положении производится выдержка в течение промежуточного времени, необходимого для прохождения процесса герметизации системы отливка – устройство для ввода газа. Затем устанавливают крышку 2, перекрывают внешнюю систему подачи газа, которая связана с атмосферой и подают сжатый газ через газопроницаемую пробку, которой перекрыт газоподающий патрубок 6.

Таким образом, на жидкий и затвердевающий металл отливки от внешнего источника подается регулируемое газовое давление до момента полного затвердевания отливки. Процесс происходит при герметизации отливки за счет образования на ее внешней поверхности слоя затвердевшего металла такой толщины, которая позволяет осуществлять газодинамическое воздействие без опасности разрушения герметизирующей корки под воздействием создаваемого внутри отливки газового давления. При этом, давление в течение всего процесса затвердевания передается непосредственно жидкой фазе внутри отливки. После затвердевания отливки подачу сжатого газа прекращают и систему соединяют с атмосферой, чем выравнивают давление в отливке с атмосферным. Затем отсоединяют газоподающий патрубок 6 от газопровода 3, а остывшую до температуры выбивки отливку извлекают из литейной формы и отправляют на осуществление дальнейших технологических операций обработки.

Данная технология была опробована в промышленных условиях при производстве отливок из углеродистой стали, стали X12Ф1 и алюминиевых сплавов, заливаемых в кокиль. Так, одно из промышленных испытаний работы установки для осуществления газодинамического воздействия на расплав, конструкция которой аналогична представленной на рис. 1., было проведено в условиях литейного цеха ОАО «Днепропетровский агрегатный завод».

После приготовления расплава массой 172 кг (сталь 35Л), осуществляли заливку непосредственно из печи ИСТ-016 в окрашенный и подогретый до температуры 400°C стальной вытряхной кокиль со средней толщиной стенки 100 мм, высотой рабочей полости 550 мм и средним диаметром

240 мм. Температура выпуска – 1620 °С. Источником газа был баллонный резервуар с аргоном под давлением 15 МПа. Для подачи газа от резервуара использовали трубопровод, состоящий из металлической трубы и гибкого рукава высокого давления (ГОСТ 10704-73). Для контроля за давлением в системе предусмотрен манометр. Также система оснащена вентилями подачи газа и соединения с атмосферой, регулируемым предохранительным клапаном и редуктором. Исходящее из редуктора баллона давление газа было установлено на уровне 5 МПа.

После заливки формы погружали герметизирующий холодильник под уровень расплава (рис. 2).

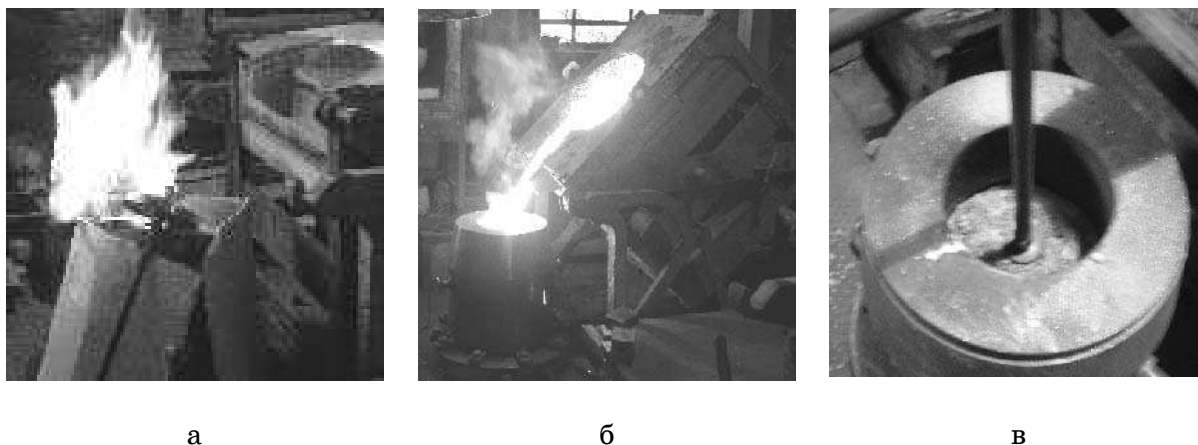


Рисунок 2 – Этапы осуществления технологического процесса: а – прогрев экспериментального кокиля и герметизирующего холодильника, б – заливка формы, в – герметизация системы отливка – устройство для ввода газа

К моменту начала работы установки вентиль, сообщающий систему с атмосферой, остается открытым, во избежание прорыва формирующегося слоя затвердевшего металла, герметизирующего отливку. Затем проводили выдержку в течение времени, необходимого для герметизации системы (в данном случае ~ 1 мин.), после чего перекрывали вентиль, сообщающий систему подачи газа с атмосферой, и открывали вентиль подачи аргона из баллона, одновременно отслеживая по манометру скорость увеличения давления в системе.

Необходимо отметить, что преимуществом процесса газодинамического воздействия на расплав с использованием внешнего источника газа, в отличие от технологических схем, предусматривающих фиксированное количество газообразующего вещества в качестве источника создаваемого внутри отливки давления, в том числе является возможность осуществления процесса даже в случае разгерметизации системы в процессе работы вследствие прорыва газом герметизирующей корки металла. Это преимущество наглядно проявилось при проведении описываемых промышленных испытаний разработанной технологии. Так, в одном из экспериментов, на 25-й секунде от начала подачи газа в отливку при давлении 2,5 МПа произошел прорыв герметизирующего слоя металла на боковой поверхности отливки.

В этот момент скорость нарастания давления в системе составляла 0,4 МПа/с. После чего немедленно был открыт вентиль, сообщающий систему с атмосферой, и произошло частичное «залечивание» участка прорыва газа. Затем вентиль, сообщающий систему с атмосферой, был закрыт и открыт вентиль подачи газа от внешнего источника. В течение последующих 10 минут проводилось наращивание давления в системе до 4 МПа с разной скоростью, и при этом давлении производилась выдержка в течение 5 мин. Общее время выдержки системы под давлением незначительно превышало время затвердевания данной отливки. По окончании выдержки открыли вентиль, соединяющий систему с атмосферой, выровняли давление в системе с атмосферным, отсоединили газопровод и после охлаждения отливки извлекли ее из литейной формы.

Исследования свойств металла проводили в сравнении с металлом той же марки, полученным по традиционной технологии. С этой целью провели разрезку соответствующих заготовок для проведения металлографических исследований, химического анализа, определения механических свойств литого металла, выявления неоднородности распределения серы и др. [17]. Проведенные исследования показали, что газодинамическое воздействие оказывает позитивное влияние на структуру и свойства стали. Микроструктура металла отливки сравнительной плавки (традиционная технология литья в кокиль) соответствует, в основном, 5-му баллу по шкале микроструктур углеродистых сталей, а металл экспериментальной плавки – 4-му баллу. Макроструктура металла экспериментальной плавки отличается плотным дендритным строением, практически лишенным газоусадочных и ликвационных дефектов в отличие от литого металла, полученного по традиционной технологии, который имел большое количество газовых пор. Под воздействием давления образовалась концентрированная усадочная раковина, а усадочная пористость отсутствовала, что дает возможность использования прибылей меньшего объема.

Улучшаются механические свойства литого металла (рис. 3, 4): временное сопротивление разрыву увеличивается в срединной части на ~ 9%, в осевой зоне – на ~ 17%; относительное удлинение увеличивается с 11,6% до 13% в наружных слоях отливки, с 10% до 15% в срединной части и с 8,5% до 13% в осевой зоне. Кроме того, увеличилась средняя твердость литого металла экспериментальной плавки в сравнении с металлом, полученным по традиционной технологии, с 205 НВ до 238 НВ.

Известно, что для сплавов с широким интервалом кристаллизации характерна наиболее широкая зона затвердевания. Это влечет к появлению дефектов литого металла (прежде всего, пористости), а также к необходимости применения специальных технологических мероприятий, направленных на снижение соответствующих негативных последствий. К такого рода мероприятиям можно отнести технологический процесс газодинамического воздействия на расплав в литейной форме, который позволяет создавать ус-

ловия и осуществлять нарастающее газовое давление в объеме отливки вплоть до полного ее затвердевания.

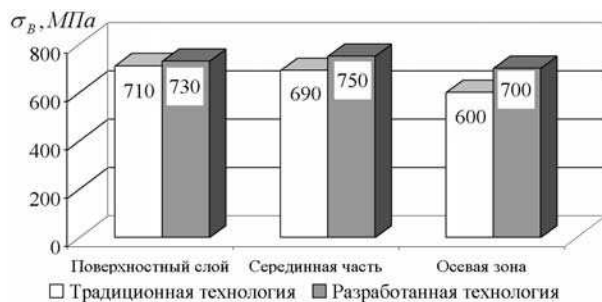


Рисунок 3 – Влияние газодинамического воздействия на временное сопротивление металла отливки из углеродистой стали, заливаемой в кокиль



Рисунок 4 – Влияние газодинамического воздействия на относительное удлинение металла отливки из углеродистой стали, заливаемой в кокиль

Под воздействием давления создаются условия для уплотнения металла в двухфазной зоне, что на микроуровне проявляется также в частичном обламывании ветвей растущих дендритов, их перемещении (микроремешивание жидко-твердого сплава) и недопущении локализации значительных объемов жидкости, приводящей, в последствии, к образованию пористости в отливке.

Это подтверждается результатами промышленных испытаний разработанной технологии при получении отливок из стали X12Ф1 массой 163 кг в той же форме, что и описанные выше отливки из углеродистой стали. При газодинамическом воздействии образовалась концентрированная усадочная раковина, при этом количество пористости в отливке уменьшилось в несколько раз.

При производстве отливок деталей «Опорный наконечник стойки конвейера» массой 2,2 кг на ЗАО «Горизонт» (г. Днепропетровск), изготавливаемых из сплава SC51A (по ASTM США, отечественный аналог – сплав АК5М (ДСТУ 2839 – 94)) и заливаемых в кокиль, в порядок операций технологического цикла были включены следующие этапы: введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона) с начальными показателями давления 0,15 – 0,2 МПа, последующее наращивание давления до 1 – 1,1 МПа и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки. В результате внедрения указанной технологии количество брака отливок по рыхлотам и газовым раковинам сократилось на 28 %.

Выводы

1. Проведенный анализ литературных источников по теме работы показал, что воздействие давления на процессы формирования отливки оказывается наиболее эффективным, когда оно в течение всего времени затвердевания передается непосредственно жидкой фазе внутри отливки, и

далее – к фронту затвердевания, при этом, ключевую роль играет способ приложения давления, а не его абсолютная величина.

2. Одним из преимуществ разработанной технологии газодинамического воздействия на затвердевающий металл является то, что в отличие от технологии литья под низким давлением, литья под всесторонним газовым давлением и др., не предусматривается наличие специального оборудования, усложнение конструкции литниковой системы и, практически, нет ограничений по массе и габаритам литой заготовки.

3. Осуществление процесса газодинамического воздействия на расплав с использованием внешнего источника газа возможно даже в случае разгерметизации системы в процессе работы вследствие прорыва газом герметизирующей корки металла, в отличие от технологических схем, предусматривающих фиксированное количество газообразующего вещества в качестве источника создаваемого внутри отливки давления.

4. В результате экспериментальных исследований и промышленных испытаний разработанной технологии при изготовлении отливок из углеродистой стали, стали X12Ф1 и алюминиевых сплавов, заливаемых в кокиль, установлено позитивное влияние газодинамического воздействия на механические свойства литого металла и зафиксировано снижение количества дефектов газоусадочного происхождения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Борисов Г.П. Давление в управлении литейными процессами. – Киев.: изд. Наук. думка, 1988. – 272 с.
2. Бочвар А.А., Спасский А.Г. Опыт освоения литья с кристаллизацией под всесторонним давлением // Авиапромышленность. – 1936. – 7, № 6. – С. 12-18.
3. Белоусов Н.Н., Кашевник Л.Я. Формирование структуры и свойств отливок из медных сплавов под всесторонним газовым давлением // Новое в литье под низким давлением. – Киев, 1971. – С. 21-28.
4. Влияние всестороннего газового давления на структуру и свойства отливок из сплава АЛ9М / П.И. Вершинин, Н.Н. Белоусов, В.П. Машковцев и др. // Литейное производство. - 1985. - № 9. - С. 11 – 12.
5. Вейник А.И. Расчет отливки. – М.: Машиностроение, 1964. – 403с.
6. Белоусов Н.Н., Вейник А.И., Гольдман И.А. Влияние давления газа на термофизические свойства песчано-глинистых форм // Приложение теплофизики в литейном производстве. – Минск: Выш. шк., 1966. – С. 157-161.
7. Кузнецов В.П., Магницкий О.Н. Затвердевание титановых сплавов в условиях всестороннего газового давления // Тепловые процессы в отливках и формах. – М: Наука, 1972. – С. 156-161.
8. Батышев А.И. Кристаллизация металлов и сплавов под давлением. М.: Металлургия, 1977. – 151 с.
9. Борисов Г.П., Семенченко А.И. Перспективы использования высоких и сверхвысоких давлений при производстве отливок ответственного назначения // Литейные свойства сплавов. – Киев, 1972. – С. 36-41.

10. Специальные способы литья: Справочник /В.А. Ефимов, Г.А. Анисович, В.Н. Бабич и др.; Под общ. ред. В.А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – 436 с.
11. Новрузов Г.Д., Касумзаде Н.Г. Влияние давления на кинетику затвердевания чугуна // Литейные свойства сплавов. – Киев, 1972. – С. 210-212.
12. Изменение температуры сплавов, закристаллизованных под давлением / Т.Н. Липчин, М.А. Томсинская, П.А. Быков и др. // Сб. науч. тр. Перм. политехн. ин-та. – 1973. - № 131. – С. 85-90.
13. Асташов А.Ф., Этогорова Н.В., Ломтев В.В. Изменение давления при поршневом прессовании отливок // Литейное производство. – 1976. - №3. – С. 31.
14. Марков В.В. О влиянии трения между отливкой и формой на потери усилий при жидкой штамповке // Литейное производство. – 1981. - №4. – С. 19.
15. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) В22D 18/00 Спосіб отримання виливків/ Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. № 28858 заявл. 03.08.2007, опубл. 25.12.2007 Бюл. № 21.
16. Деклараційний патент, Україна МПК (2006) В22D 18/00 Пристрій для отримання виливків/ Селівьорстов В.Ю., Хричиков В.Є., Доценко Ю.В. № 28859 заявл. 03.08.2007, опубл. 25.12.2007 Бюл. № 21.
17. Селівьорстов В.Ю. Дослідження газодинамічного впливу на властивості литої вуглецевої сталі // Теория и практика металлургии. – 2007. - № 4-5. – С. 22-25.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ АЗОТА ПРИ ЛИТЬЕ ДВУХСЛОЙНЫХ ЛИСТПРОКАТНЫХ ВАЛКОВ

Применение азота для легирования чугуна двухслойных листопрокатных валков позволяет уменьшить транскристалличность структуры их рабочего слоя, повысить его термостойкость и износостойкость, обеспечить снижение в нем содержание дорогостоящего и дефицитного никеля, а так же уменьшить расход чугуна на «промывку» литейной формы двухслойного валка.

Застосування азоту для легування чавуну двошарових листопрокатних валків дозволяє зменшити транскристалічність структури їх робочого шару, підвищити його термостійкість і зносостійкість, забезпечити зниження в ньому вміст дорогого і дефіцитного нікелю, а так само зменшити витрату чавуну «промивання» ливарної форми двошарового валка.

Application of nitrogen for alloying of cast-iron of double-layer listoprokatnykh rollers allows to decrease the transkristallichnost' structures of their worker sloya, to promote his heat-resistance and wearproofness, provide a decline in him maintenance of expensive and scarce nickel, and similarly to decrease the expense of cast-iron on «washing» casting form of double-layer roller.

Постановка и анализ проблемы

Вальцелитейное производство как поставщик наиболее ответственных деталей металлургического оборудования, имеет значительные достижения в усовершенствовании технологии разлива, повышения качества и освоении новых типов хромоникелевых чугунных прокатных валков. Однако, в связи с интенсификацией технологических процессов в листопрокатном производстве, стойкость двухслойных валков серийного производства не всегда удовлетворяет требованиям высокопроизводительной работы непрерывных листопрокатных станов. Это предопределяет целесообразность проведения исследований, направленных на дальнейшее повышение служебных свойств двухслойных валков при снижении их себестоимости и металлоемкости в условиях рыночных отношений.

Двухслойные листопрокатные валки исполнения ЛПХНд с рабочим слоем из отбеленного легированного чугуна с твердостью 71 – 86 HSh, отливаемые на Лутугинском Государственном научно-производственном валковом комбинате (Украина) и ОАО «Кушвинский завод прокатных валков» (Российская федерация), являются основным типом валков для чистовых клетей непрерывных тонколистовых станов горячей прокатки. Их отливают как в стационарные, так и в центробежные формы. Поскольку объем производства двухслойных валков, отлитых центробежным способом, невелик, актуальным является усовершенствование процесса заливки, повышение качества и служебных свойств стационарнолитых двухслойных валков. Их отливают в комбинированные литейные формы методом «промывки» (рис.1), заключающейся в последовательной заливке через сифонную тан-

генциальную литниковую систему сначала легированного хромоникелевого чугуна, затвердевающего отбеленным, затем через эту же литниковую систему заливают нелегированный чугун с 1,0...1,5 % Si, количество которого составляет 30...50% от массы заливаемого валка и зависит от размеров валка, а также от степени легирования чугуна рабочего слоя [1]. При этом избыток чугуна сливается через специальное отверстие из формы в приемную мульту. Перед заливкой нелегированного чугуна, называемого «промывкой», делается выдержка, обеспечивающее затвердевание износостойкого рабочего слоя необходимой толщины (рис. 2). Высокий уровень износостойкости и прочности рабочего слоя валка обеспечивается за счет легирования чугуна хромом (0,50 – 0,75 %) и никелем (3,5 – 4,2 %), что позволяет получать в нем игольчатые структурные составляющие (преимущественно бейнит), количество которых возрастает по мере увеличения содержания никеля. Однако никель является дорогостоящим и дефицитным легирующим элементом, поэтому были проведены исследования по снижению содержания никеля в чугуне рабочего слоя валков.

Цель работы

Целью настоящего исследования являлось изучение возможности эффективной замены части никеля азотом в чугуне рабочего слоя валков и разработка ресурсосберегающего технологического процесса отливки двухслойных валков.

Изложение основного материала исследования

Выбор азота в качестве легирующей добавки обосновывается тем, что он является подобно никелю элементом, повышающим устойчивость аустенита. Поскольку азот является аналогом никеля, то содержание последнего можно снизить на определенную величину, обеспечивающую получение бейнитной структуры и высокую износостойкость чугуна. Для легирования азотом чугуна мартеновской плавки применяли азотированный феррохром (6,2 – 6,4 % N), использование которого обеспечивает усвоение азота 66 – 69%, а также азотированный силикомарганец (7,0 – 7,2 % N), обеспечивающий усвоение азота 62 – 72 %. На основании исследования структуры и свойств валков было установлено, что в связи с карбидоотбеливающим действием азота в рабочем слое валков уменьшается количество мелких графитных включений («графита отжига»), характерных для структуры этого типа валков (рис. 3). Под влиянием азота происходит измельчение структуры, уменьшаются размеры дендритов избыточного аустенита и увеличивается степень из разветвленности, что, очевидно, связано с образованием нитридов, способных выполнять роль дополнительных центров кристаллизации. Такое изменение структуры сопровождается повышением термостойкости (в среднем на 22,5 %) и износостойкости (в среднем на 34,0%). Промышленные сопоставительные опытно-промышленной партии валков на стане «2000» ОАО «Северсталь» (Российская Федерация) показа-

ли, что эксплуатационная стойкость валков из чугуна с азотом на 25,0 ... 26,5% выше, чем у валков, отлитых без азота.

Электронно-микроскопический анализ участков рабочей поверхности двухслойных валков после эксплуатации показал, что структура поверхности валков состоит из участков матрицы и раздробленных карбидов различной степени дисперсности и формы. В средней части валков карбиды более раздроблены, чем у края, что связано с различием энергосиловых параметров очага трения по длине вала. В средней части наблюдается большее количество разомкнутых микротрещин различного происхождения (рис. 4 а - г). Часть из них сформировалась на стыке матрице – карбид (рис. 4 б, в), другие в виде полос скольжения (рис. 4 г), третьи (рис. 4 б) – на границах бывших графитных включений. Указанные микротрещины под воздействием сил трения развиваются в макро- и магистральные трещины, приводящие к выкрошкам. Измельчение структуры по влиянием азота значительно тормозит превращение зародившихся микротрещин в макротрещины, выкрошки и отслоения, что приводит к более высокой эксплуатационной стойкости валков, легированных азотом. В дальнейшем, при отливке опытно-промышленных партий валков было установлено, что при применении азота обеспечивается сокращение брака по волосовидным трещинам, а также снижение расхода остродефицитного и дорогого никеля на 0,2 – 0,3 % без снижения эксплуатационной прочности валков.

Исследования показали, что азот в чугуне действует, как бейнитообразующий элемент примерно в 15 раз сильнее никеля и для обеспечения бейнитной структуры металлической матрицы чугуна рабочего слоя валков содержание этих элементов должно быть связано следующей зависимостью:

$$Ni_{p.c.} = 4.0 - (10 \div 20)N_{p.c.}, \quad (1)$$

где $Ni_{p.c.}$ и $N_{p.c.}$ – соответственно содержание никеля и азота в рабочем слое валков, в масс. %

При содержании азота в чугуне менее 0,01 масс. % не обеспечивается подавление графитизации в удаленных от литой поверхности бочки валков участках рабочего слоя и возрастает спад твердости по его глубине, а также снижается износостойкость чугуна в связи с уменьшением степени дисперсности продуктов эвтектоидного превращения аустенита. В тоже время при концентрации азота в чугуне более 0,04 – 0,05 % имеют место случаи появления дефектов в рабочем слое в виде «азотной пористости», а при его содержании более 0,06 – 0,07% возникновение этого вида дефекта приобретает массовый характер. С внедрением в практику вальцелитейного производства отливки двухслойных валков из чугунов, дополнительно легированных 0,2 – 0,5% ванадия было установлено, что комплексное легирование азотом и ванадием позволяет расширить пределы эффективного использования азота для легирования чугуна валков до 0,07% [2].

Следует отметить, что ванадий оказывает собственное влияние на структуру чугуна валков во многом сходное с влиянием азота. Легирование

чугуна до 0,4 – 0,5% ванадия повышает дисперсность продуктов эвтектоидного распада, увеличивает разветвленность дендритов избыточного аустенита и уменьшает карбидные прослойки между их ветвями. Такое влияние ванадия на структуру чугуна валков связано с тем, что он повышает растворимость углерода в расплаве и с увеличением его содержания в чугуне аустенит обогащается углеродом, рост зерна при высоких температурах существенно задерживается, а цементит выделяется с меньшим инкубационным периодом. Азот в свою очередь обеспечивает уменьшение размеров зерна и увеличение удельной протяженности межфазных границ. Поэтому особенностью влияния комплексного легирования ванадием и азотом на структуру валков является уменьшение транскристалличности в их рабочем слое и, как следствие, снижение анизотропии механических свойств в тангенциальном и радиальном направлениях на 38 – 45%. По-видимому, азот усиливает влияние ванадия на характер кристаллизации дендритов избыточного аустенита, с выделения которого начинается затвердевание доэвтектических валковых чугунов, создавая перед фронтом затвердевания дополнительные центры кристаллизации в виде нитридов. Это увеличивает количество одновременно растущих дендритов, которые не успевают вырасти до больших размеров в направлении параллельном преимущественному теплоотводу при затвердевании.

Измельчение зерна при дополнительном легировании белого хромоникелиевого чугуна азотом и ванадием позволяет увеличить в нем содержание марганца с 0,6 – 0,8% до 1,3 – 1,4%, ограничение которого в валках ЛПХНд связано с повышением под его влиянием транскристалличности структуры. Поскольку марганец является аналогом никеля по влиянию на образование продуктов эвтектоидного превращения аустенита, то при таком изменении химического состава обеспечивается экономия последнего на 0,4 – 0,6%.

В процессе совершенствования технологии получения двухслойных прокатных валков из чугуна дополнительно легированного азотом было установлено, что целенаправленное регулирование нитридообразованием позволяет не только улучшать структуру и свойства рабочего слоя, но и совершенствовать сам способ получения двухслойных отливок при заливке их стационарным способом методом «промывки». Основным недостатком этого способа отливки является большой расход металла для формирования сердцевины и шеек, что предопределяет высокие затраты на «промывку», а также повышенный расход легирующих элементов, часть которых вымывается из литейной формы с промывочным металлом и не участвует в формировании структуры рабочего слоя. Следствием этого такой способ характеризуется высокой себестоимостью литья и низкой рентабельностью производства.

Большое количество промывочного чугуна является и причиной недостаточного уровня прочности нижних по заливке (приводных при эксплуатации) шеек. Это связано с тем, что он вносит при промывании литейной

формы в ее часть, выполняющую нижнюю шейку (через нее проходит весь металл, заливаемый в форму) большое количество тепла и разогревает ее. Это приводит к увеличению продолжительности затвердевания в ней расплава и, как следствие, ухудшению структуры и снижению прочности. В связи с замедлением процессов кристаллизации в эвтектоидном интервале температур в микроструктуре шеек происходит рост длинных (до 300 – 400 мкм) и тонких графитных включений со значительной степенью разветвленности, а также образование в металлической матрице крупнодисперсных продуктов эвтектоидного распада аустенита (Пд 1,4 – 1,6) согласно ГОСТ 3443-87. Кроме того, в связи с интенсификацией в последние годы режимов прокатки, ростом доли листового проката из новых, труднодеформируемых марок сталей значительно возросли динамические нагрузки изгиба и кручения на валки, что привело к увеличению числа случаев преждевременного выхода их из строя по причине поперечных поломок, отлома шеек и трещин. Критериальная оценка служебных свойств валков текущего производства показала, что они характеризуются малым критерием прочности K_n , определяемым по формуле [3]:

$$K_n = \sigma_B / HB, \quad (2)$$

где σ_B – предел прочности образцов от шеек валков, МПа;

HB – твердость шеек по Бринеллю в месте испытания на прочность.

Для уменьшения количества промывочного металла можно повысить его склонность к графитизации за счет увеличения в нем содержания кремния до 2,5 – 3,5%. Но такой способ не решает проблемы повышения критерия прочности K_n , так как приводит к увеличению в структуре шеек и сердцевины валков размеров разветвленного графита и количества феррита (при более 2,0% Si), а главное – делает весьма затруднительным использование в шихте главного ее компонента – вышедших из эксплуатации валков. Поэтому для усиления склонности к графитизации и повышения механических свойств шеек использовали легирование чугуна азотом и инокулирование его нитридами путем ввода в него бора и бария, имеющих высокое химическое сродство с азотом. Было установлено, что необходимое количество бора и бария для образования нитридов (подложек для выделения графита) в промывном чугуне соответствует следующей зависимости [4]:

$$K = M [N_{p.c.} (m_1 - m_2) + N_{np} m_3] / 14m_3, \text{ масс. \%} \quad (3)$$

где M – молекулярная масса вводимого нитридообразующего химического элемента;

$N_{p.c.}$ – содержание азота в рабочем слое, масс. %;

N_{np} – содержание азота в чугуне для промывки, масс. %;

m_1 – масса отбеленного хромоникелиевого чугуна с низким содержанием кремния, кг;

m_2 – масса рабочего слоя валка, кг;

m_3 – масса чугуна для промывки, кг.

При вводе в промывочный чугун бора при помощи различных боридо-содержащих материалов было установлено, что наиболее целесообразно использование октабората натрия. Этот материал значительно дешевле других исследованных боридосодержащих материалов (ферробора, карбидобора, борного ангидрида, буры, борной кислоты), технологичен при хранении и транспортировке, хорошо усваивается металлом, обеспечивает точность дозировки. Степень усвоения бора из октабората натрия при обработке марте-новского чугуна в ковше ($T = 1350 - 1400$ оС) составляет 55 – 60 %. При вводе его в чугун он, взаимодействуя с азотом, образует тугоплавкие нитриды бора, которые вследствие своего практически полного структурного и размерного соответствия графиту являются идеальными подложками для его зарождения и роста. Для ввода в чугун бария использовали ФС53Ba32 (30,0 – 35,0 % Ва), который обеспечивает образование в чугуне мелкодисперсного нитрида бария (Ba_2N_3). Однако, учитывая высокое химическое сродство бария к кислороду и сере, количество вводимого бария увеличивали сверх расчетного по формуле (3) на 0,02 – 0,03 %. В связи с повышением в чугуне количества активных центров графитизации, такое модифицирование [5] позволяет при содержании кремния в чугуне 1,5 – 1,8 % получать в структуре нижних шеек малоразветвленный графит, тонко дифференцированный перлит и незначительное количество феррита. В структуре верхних шеек резко снижается количество цементита, что свидетельствует о возможности снижения расхода металла на промывку сердцевины и шеек (таблица).

Приведенные данные свидетельствуют о том, что при снижении количества заливаемого в литейную форму модифицированного промывочного чугуна (уменьшении количества вносимого в нее тепла) до соотношения его с заливной массой валка 1 : 4,5, то есть до 20% обеспечивается повышение критерия эксплуатационной прочности нижних (приводных при эксплуатации) шеек в среднем на 30 - 40 %. При дальнейшем снижении количества промывочного чугуна не достигается достаточная промывка верхних шеек и за счет смешивания легированного и промывочного чугунов содержание хрома повышается до концентраций, предопределяющих выделение хрупкого цементита.

Вывод

Применение азота для легирования чугуна двухслойных листопрокатных валков позволило не только уменьшить транскристалличность структуры их рабочего слоя, повысить термостойкость и служебные свойства валков и обеспечить снижение в нем содержания дорогостоящего и дефицитного никеля. При дополнительном микролегировании промывочного чугуна боридо- и барийсодержащими материалами снижается его расход на промывку формы без уменьшения критерия эксплуатационной прочности.

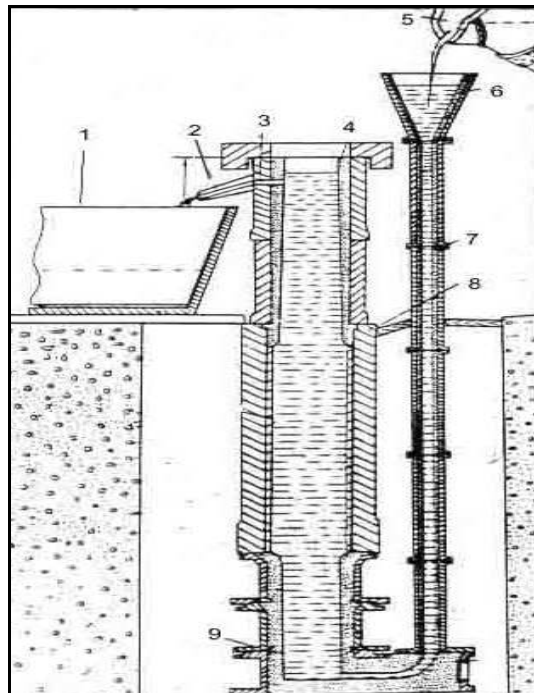


Рисунок 1 - Схема литейной формы двухслойного валка: 1 – приемная мутьда; 2 – желоб; 3 – сливная летка; 4 – форма верхней шейки; 5 – ковш; 6 – воронка; 7 – стояк; 8 – кокиль; 9 – форма нижней шейки

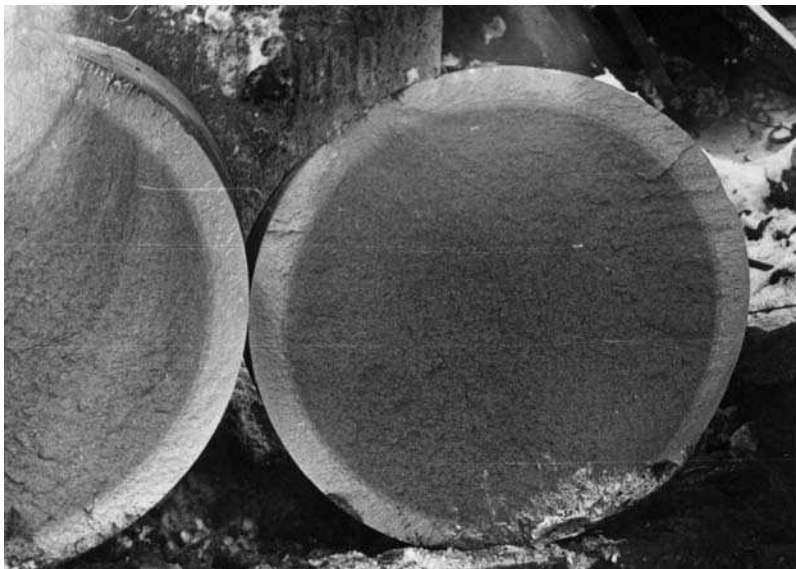


Рисунок 2 - Макроструктура излома двухслойного валка размером 700x1700 мм



Рисунок 3 - Структура рабочего слоя исходного валка (а) и легированного азотом (б), x100

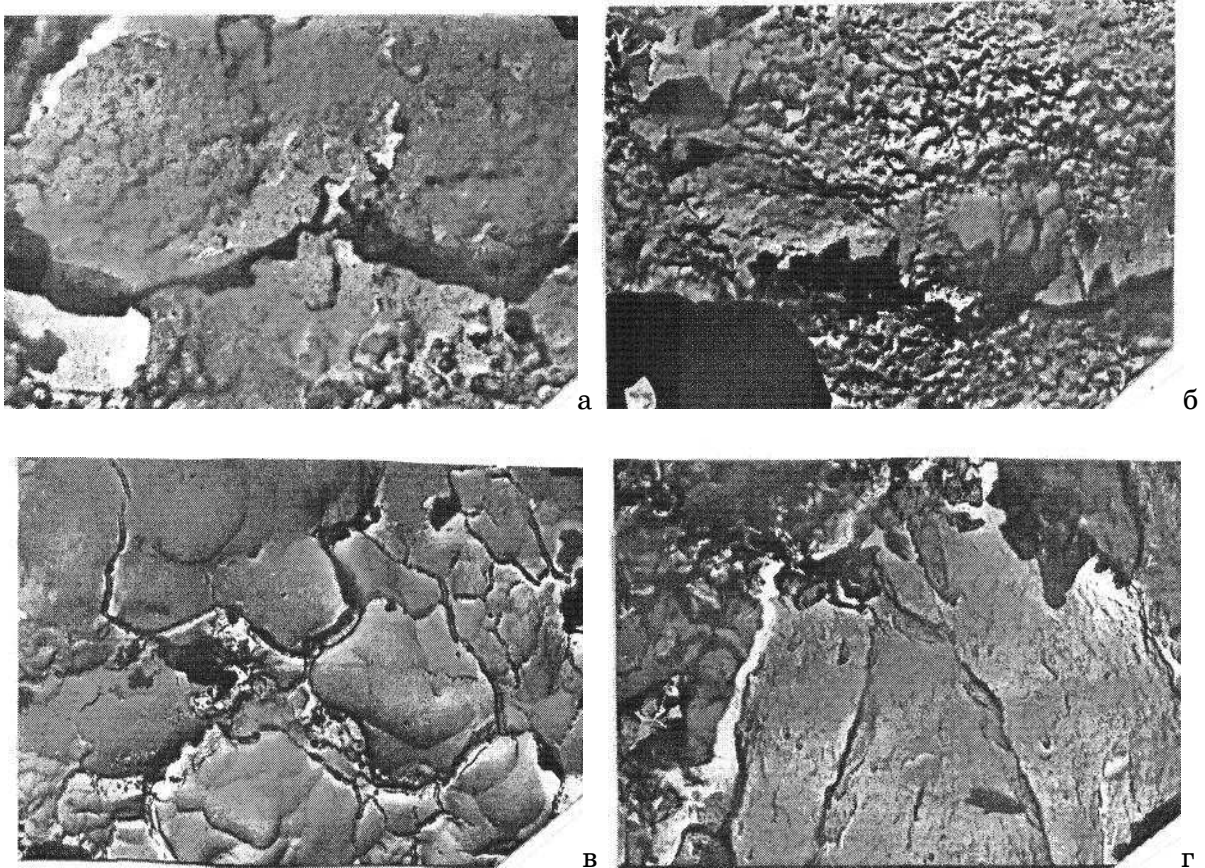


Рисунок 4 - Электроннофрактографическое изображение рабочей поверхности двухслойных валков

Таблица

Влияния азота, бора и бария на предел прочности, твердость и критерий эксплуатационной прочности шеек двухслойных листопрокатных валков

Содержание N, B, Ba в промывном чугуна, %			Отношение количества промывного металла к заливочной массе	Предел прочности, σв, МПа		Твердость по Бринеллю, НВ, МПа		Критерий эксплуатационной прочности Кп=	
N	B	Ba		Н.Ш.*	В.Ш.*	Н.Ш.	В.Ш.	Н.Ш.	В.Ш.
-	-	-	1:2,5	420	525	2360	2380	0,173	0,220
0,032	0,010	0,022	1:2,5	435	525	2190	2350	0,198	0,223
0,051	0,031	0,031	1:2,5	445	530	2120	2360	0,209	0,224
0,058	0,028	0,029	1:3,2	455	535	2250	2490	0,202	0,214
0,043	0,022	0,042	1:3,2	455	545	2150	2450	0,211	0,222
0,060	0,029	0,041	1:4,5	540	550	2200	2480	0,245	0,221
0,029	0,022	0,030	1:4,5	485	535	2260	2600	0,215	0,205
0,050	0,031	0,021	1:4,5	510	545	2150	2490	0,237	0,218
0,059	0,033	0,040	1:7,5	540	455	2220	2820	0,243	0,161
0,042	0,041	0,030	1:7,5	510	460	2140	2850	0,238	0,161

* Н.Ш. – нижняя шейка; В.Ш. – верхняя шейка

ЛИТЕРАТУРА

1. Будагьянц Н.А., Карский В.Е. Литые прокатные валки. – М.: Металлургия, 1983. – С. 175.
2. А.с. № 1516505 СССР, МКИ С22С 37/10. Чугун для прокатных валков / Калинин В.Т., Пузырьков-Уваров О.В., Рудницкий Л.С., Рямов В.А., Комляков В.И. – Опубл. 23.10.89, Бюл. № 39.-3 с.
3. Рудницкий Л.С. Критерии оценки служебных свойств чугуновых валков // Сталь, 1978. -№ 5.- С.444-448.
4. А.с. № 1540935 СССР, МКИ В22Д 27/00. Способ получения двухслойных прокатных валков / Комляков В.И., Пузырьков-Уваров О.В., Рямов В.А., Калинин В.Т., Китайгородский В.Д., Денисенко Н.Я. – Опубл. 07.02.90, Бюл. № 5. – С.5.
5. Калинин В.Т., Хрычиков В.Е., Кривошеев В.А. О критериальной оценке эффективности модификаторов при обработке чугунов // Теория и практика металлургии. – 2004. - № 2. – с. 25-29.

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Разработаны принципиально новые схемы размерной обработки вязкоупругих полимерных материалов, основанные на использовании принципа скользящего резания, обеспечивающие полное выполнение основных технологических требований к качеству и точности обработанной поверхности. Сформулирована гипотеза о механизме скользящего фрезерования вязкоупругих полимерных материалов, разработаны основные закономерности формирования параметров элементов срезаемого слоя и обработанного поверхностного слоя. Показана схематизированная физическая модель скользящего фрезерования полимерных материалов, устанавливающая главнейшие связи и последовательность процессов и явлений, сопровождающих обработку резанием вязкоупругих полимерных материалов.

Розроблені принципово нові схеми розмірної обробки в'язкопружних полімерних матеріалів, основані на використанні принципу ковзного різання, яке забезпечує повне виконання основних технологічних вимог до якості та точності обробленої поверхні. Сформульована гіпотеза про механізм ковзного фрезерування в'язкопружних полімерних матеріалів та розроблені основні закономірності формування параметрів елементів шару, що зрізується, та обробленого поверхневого шару. Показана схематизована фізична модель ковзного фрезерування полімерних матеріалів, яка установлює найголовніші зв'язки та послідовність процесів та явищ, які супроводжують обробку різанням в'язкопружних полімерних матеріалів.

Essentially new schemes of dimensional processing of the viscoelastic polymeric materials, based on use of a principle of the sliding cutting, providing full performance of the basic technology requirements to quality and accuracy of the processed surface are developed. The hypothesis about the mechanism of sliding milling viscoelastic polymeric materials is formulated and the basic laws of formation of parameters of elements of a cut off layer, and the processed superficial layer are developed. The schematized physical model of sliding milling of polymeric materials which establishes the mainest dependence and sequence of processes and the phenomena accompanying processing by cutting of viscoelastic polymeric materials is shown.

Введение

Наша страна вступает во всемирную торговую организацию, а это приведет к жесткой конкурентной борьбе машиностроительных предприятий в условиях открытой рыночной экономики, что, несомненно, приведет к возросшей потребности технологической науки. При этом открытие новых научных направлений, которые могут внести вклад в развитие технологии машиностроения как науки должно приветствоваться, поскольку это позволит машиностроителям создавать конкурентоспособные изделия.

Повышение конкурентоспособности изделий напрямую связано с улучшением свойств изделий, полученных в результате формирования по-

верхностного слоя при обработке резанием. Именно поверхностный слой детали определяет качественно новую совокупность свойств изделий (причина) и качественно новую меру полезности изделий (следствие).

В работе [1] проведен анализ развития технологии машиностроения как науки за последние 30 лет и сделан вывод, что в общем случае на качество поверхностного слоя при всех методах механической обработки (лезвийная, абразивная и отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием) оказывают влияние следующие факторы:

- Геометрия рабочей части инструмента и кинематика его рабочего движения относительно обрабатываемой поверхности;
- Колебательные перемещения инструмента относительно обрабатываемой поверхности.
- Упругие и пластические деформации обрабатываемого материала заготовки в зоне контакта с рабочим инструментом.
- Шероховатость рабочей части инструмента.

Перечисленные факторы убедительно констатируют тот факт, что для создания прогрессивных технологий нового поколения необходимы новые нетрадиционные подходы, основанные на новых принципах реализации кинематики и механики процесса резания, что обеспечит повышение технологических возможностей метода обработки.

Постановка проблемы

Основная научная проблема обработки материалов резанием заключается в том, чтобы энергию упругопластической деформации преобразовать в работу разрушения молекулярных или межатомных связей и таким образом максимально исключить диссипацию энергии, что позволит эффективно управлять процессом отделения срезаемого слоя. Известный метод традиционного фрезерования материалов не в полной мере решает поставленную задачу и технологический процесс включает дополнительные дорогостоящие операции финишной обработки.

Применение для обработки вязкоупругих полимерных материалов традиционных схем резания (рис 1, 2) не обеспечивает даже элементарных требований по качеству обработанной поверхности. Дело в том, что традиционная схема предполагает отделение срезаемого слоя в результате создания зоны напряженного состояния, обусловленной упругопластической деформацией. При этом стружка отделяется по плоскостям действия наибольших напряжений.

Для вязкоупругих материалов такая схема резания приводит к отрыву срезаемого слоя по направлениям разрыва молекулярных связей на определенной стадии упругонапряженного состояния. Поверхностный слой при этом характеризуется неупорядоченными (хаотическими) вырывами и сколами по кромкам, определяющими весьма низкие показатели качества. Соответственно получаются низкими показатели точности размеров обработанных поверхностей.

Для решения упомянутой проблемы необходимо разработать новый метод фрезерования материалов, который бы в полной мере решал поставленную задачу.

Проведение исследований

В работе выдвигаются три новые схемы обработки вязкоупругих полимерных материалов [2,3,4], позволяющие управлять процессом отделения срезаемого слоя, с целью достижения основных технологических требований к обработанной поверхности, ее качества и точности.

Первая схема основана на реализации принципа торцового скользящего резания.

Вторая схема предполагает последовательное применение свободного резания в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Третья схема основана на реализации принципа винтового скользящего резания.

Первая схема (рис. 3) реализована за счет установления в режущем инструменте угла наклона режущей кромки λ более 70° . Режущая кромка в процессе обработки по этой схеме не только создает, как и в традиционной схеме, упругонапряженное состояние в зоне деформации, но и скользит по поверхности резания в направлении главного движения D_g .

На рисунке обозначено:

нож торцовой фрезы;

обрабатываемая поверхность;

режущая кромка;

заготовка из вязкоупругого полимерного материала;

D_g - главное движение резания;

D_s - движение подачи;

P_s - след статической плоскости резания;

P_v - след статической основной плоскости.

В отличие от обычно применяемых схем для обработки металлов и отдельных полимеров с λ до 30° , в рассматриваемой схеме скользящего торцового фрезерования при λ более 70° создаются новые качественные соотношения в кинематике, когда определяющим движением становится скольжение режущей кромки по поверхности резания. Это условие определило новый процесс обработки вязкоупругих полимерных материалов. Более того, вышеупомянутая величина угла наклона кромки λ резко изменяет направление перемещения срезаемой стружки по передней поверхности лезвия и задает его новое положение в пространстве.

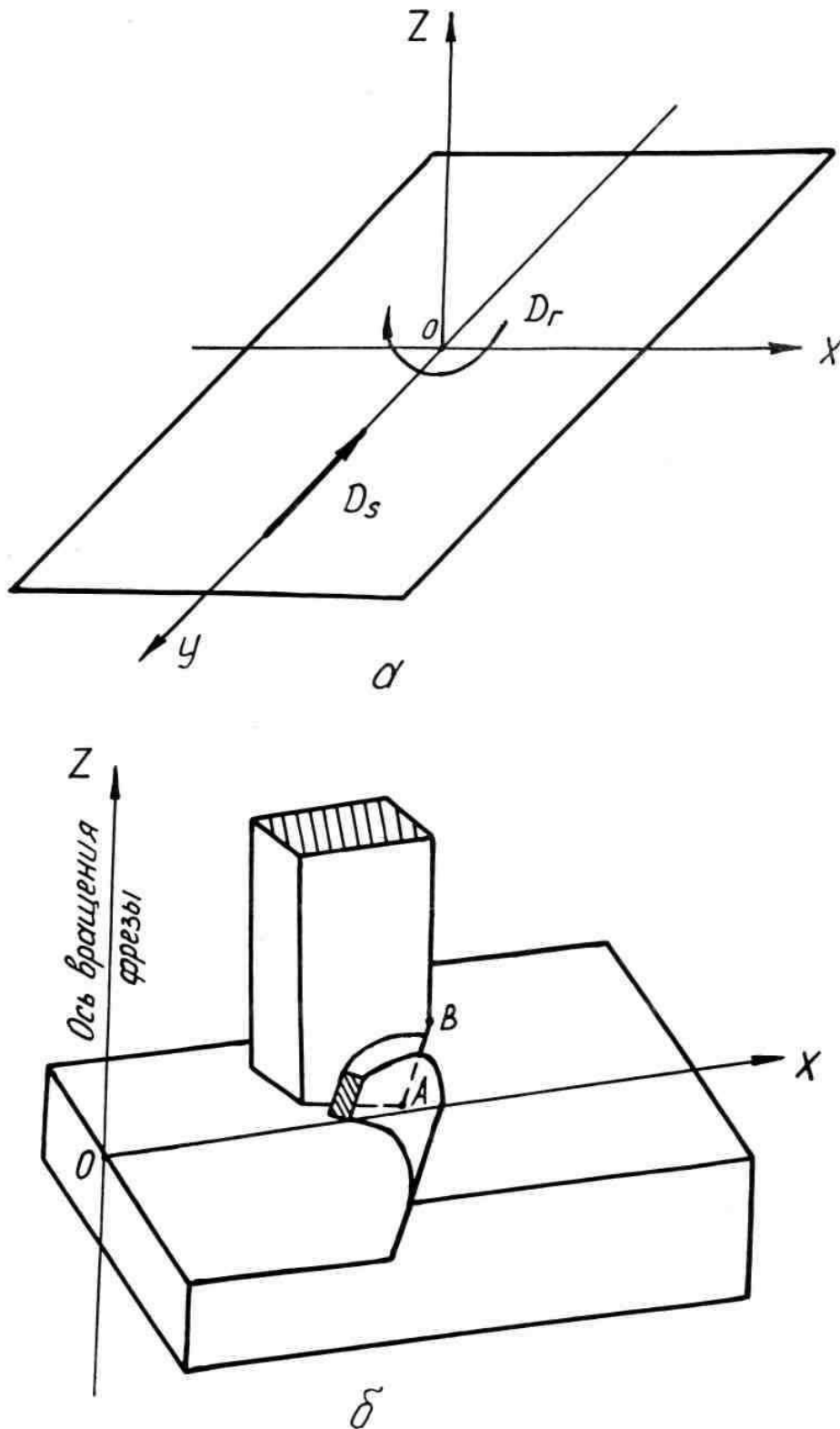
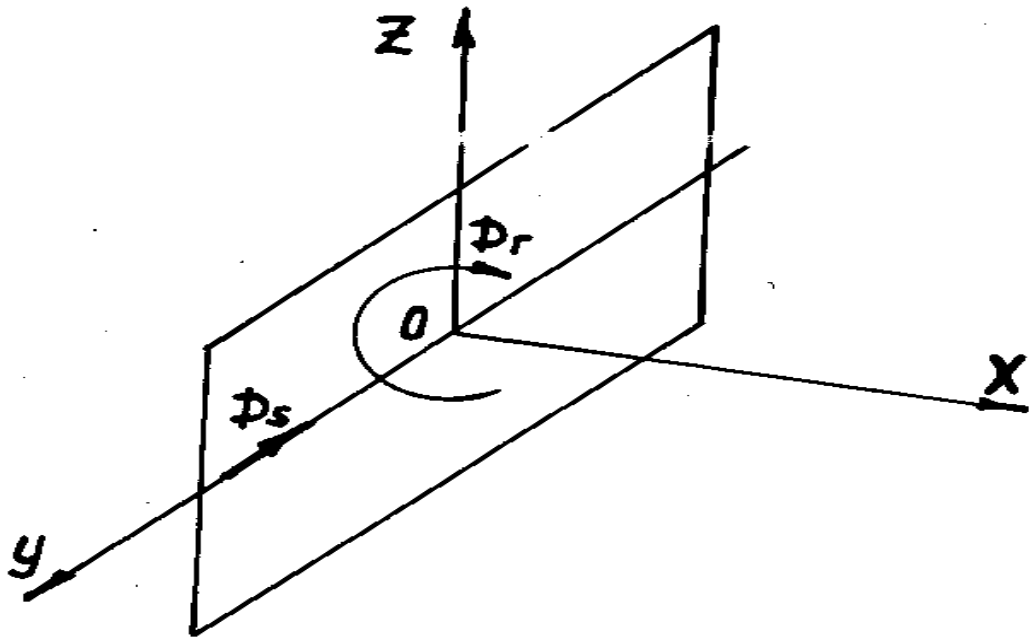
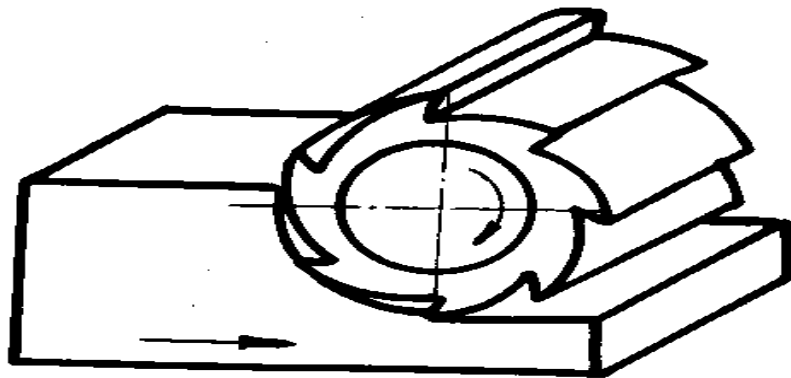


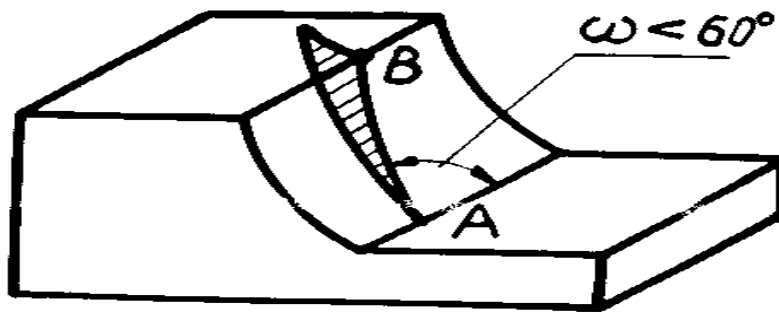
Рисунок 1 - Схема традиционного торцевого фрезерования



a



b



b

Рисунок 2 - Схема традиционного цилиндрического фрезерования инструментом с винтовыми зубьями

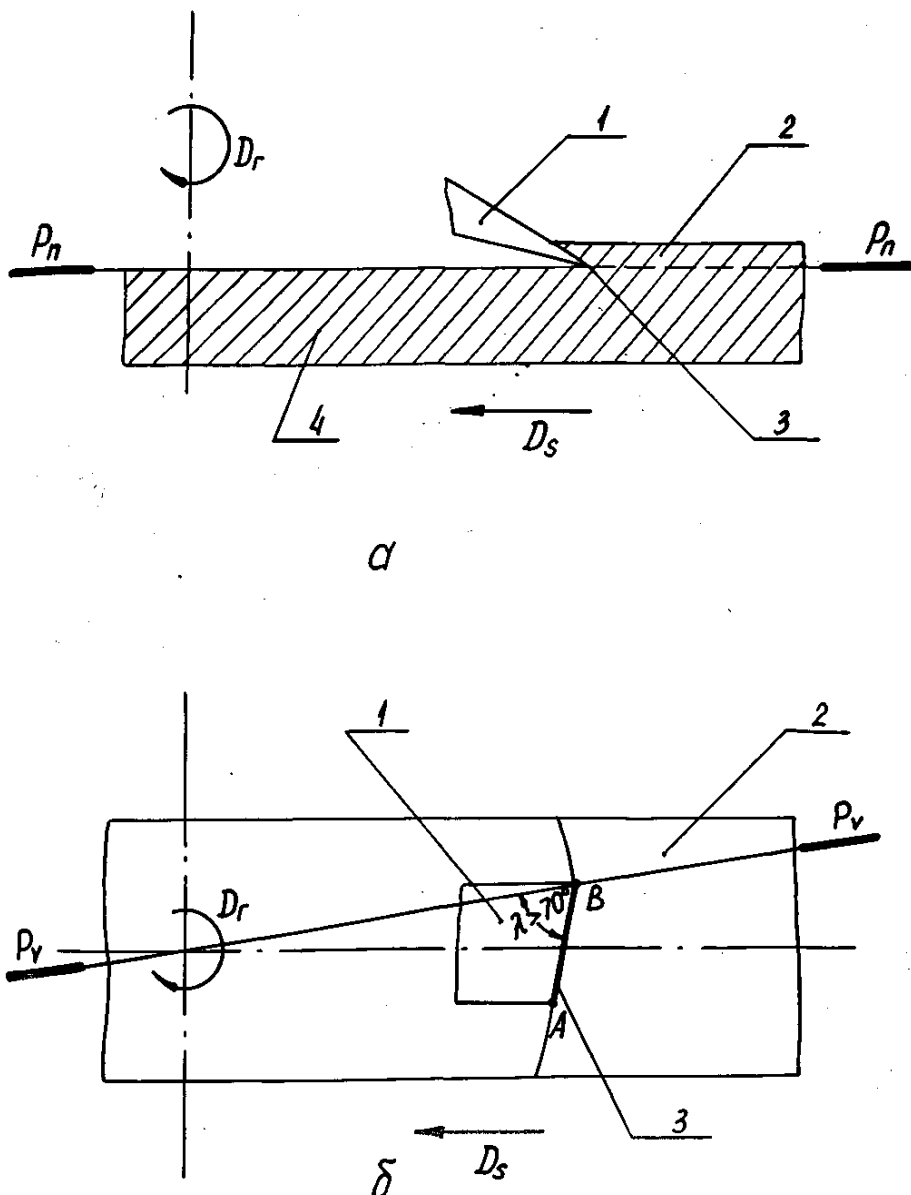


Рисунок 3 - Схема скользящего торцового фрезерования

Таким образом, в сравнении с традиционной схемой, значительно изменяются величины кинематических переднего γ_K и заднего α_K углов, а также кинематического угла заострения β_K . Изменились размеры и форма сечения срезаемого слоя.

Вторую схему реализуют два автономно работающих ножей, выполняющих свободное резание (рис.4).

Один из ножей, названный подрезным 1 (рис. 4,а), непосредственно осуществляя скользящее резание, контактирует с обработанной поверхностью и решает при этом главную технологическую задачу обеспечения требований к качеству поверхностного слоя материала.

Второй нож, названный отрезным 2 (рис. 4,б), по существу выполняет вспомогательную функцию, связанную с отделением надрезанного слоя и в

принципе может работать как по традиционной, так и по скользящей схеме резания.

Третья схема реализована за счет установления в режущем инструменте угла наклона винтового зуба более 70° (рис. 5). В отличие от традиционной схемы фрезерования инструментом с винтовыми зубьями (рис. 2), угол наклона которых не превышает 60° [5, 6] для металлов и некоторых полимеров, в предложенной схеме скользящего винтового фрезерования, при ω более 70° создаются, как и при выше рассмотренных схемах, новые качественные соотношения в кинематике и определяющим движением становится скольжение режущей кромки по поверхности резания. Аналогично с первой схемой значительно изменились величины кинематических угловых параметров фрезы, размеры и форма сечения срезаемого слоя.

Механизм процесса резания материалов представляет собой сложный комплекс разнообразных явлений, затрагивающих многие области знаний. Из многообразия различных материалов наименее исследован процесс резания вязкоупругих полимерных материалов.

В результате взаимодействия инструмента с обрабатываемым материалом, обусловленного рассмотренной выше схемой процесса, в срезаемом слое образуется зона напряженного состояния, вызванная упругой деформацией. Этот этап характерен и для традиционной схемы обработки материалов.

Вступая в контакт с обрабатываемым материалом, режущая кромка скользит по поверхности резания во время рабочего цикла. Следствием скольжения является трение по контактной поверхности. Это условие вызывает растягивающие напряжения в обрабатываемом материале. Начинается процесс зарождения и накопления микродефектов типа волосных трещин в полимере непосредственно в местах контакта режущей кромки с обрабатываемым материалом. При достижении критических растягивающих напряжений в зоне контакта участка режущей кромки с полимером образуется макротрещина, которая пересекает плоскость нормальную к направлению приложенного напряжения. При этом режущая кромка внедряется в обрабатываемый материал и за счет фрикционных сил происходит отрыв его микрочастиц. Таким образом, осуществляется разрыв молекулярных связей полимерного материала непосредственно перед режущей кромкой в плоскости резания.

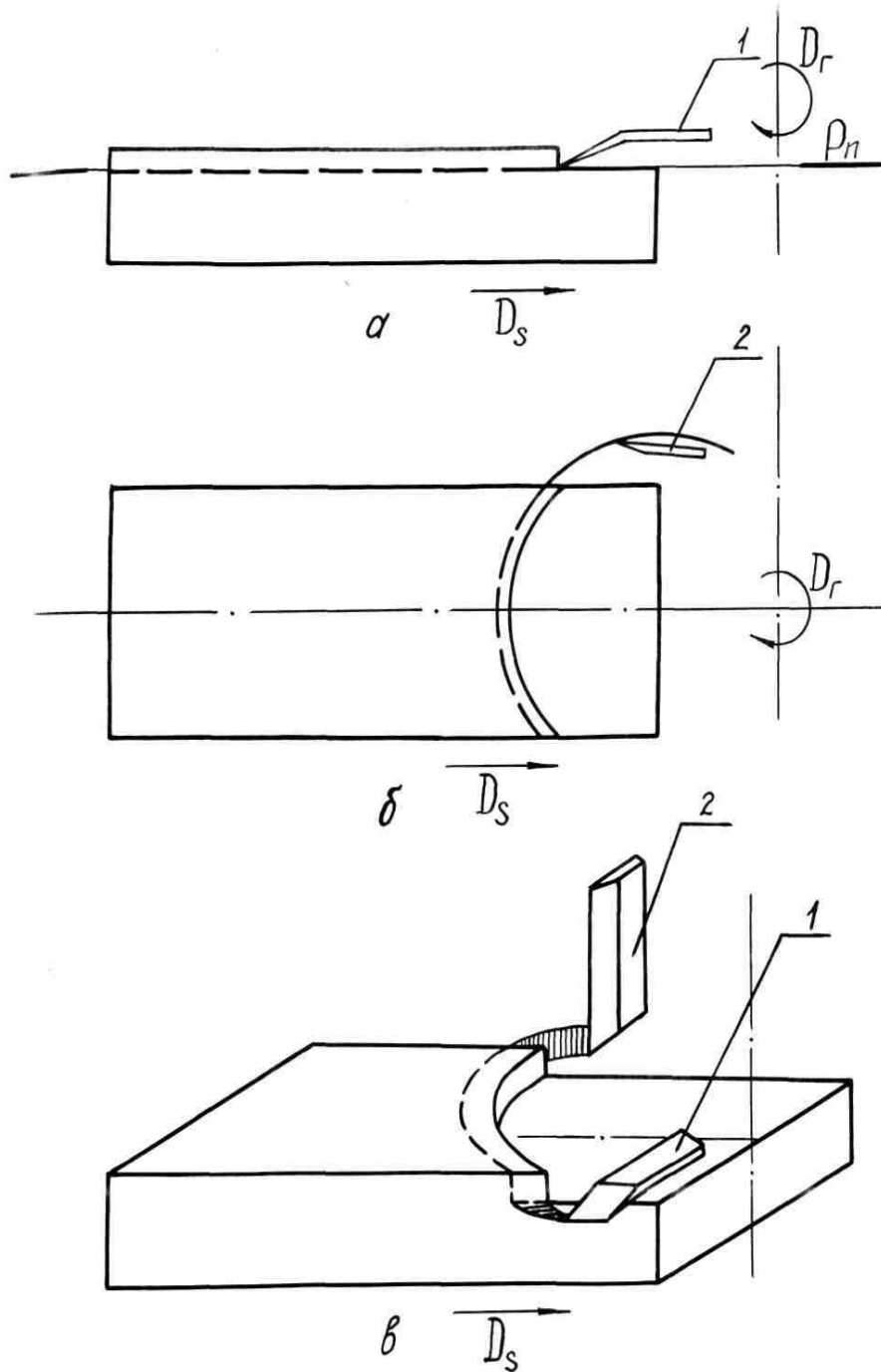


Рисунок 4 - Схема скользящего фрезерования в двух взаимно перпендикулярных плоскостях

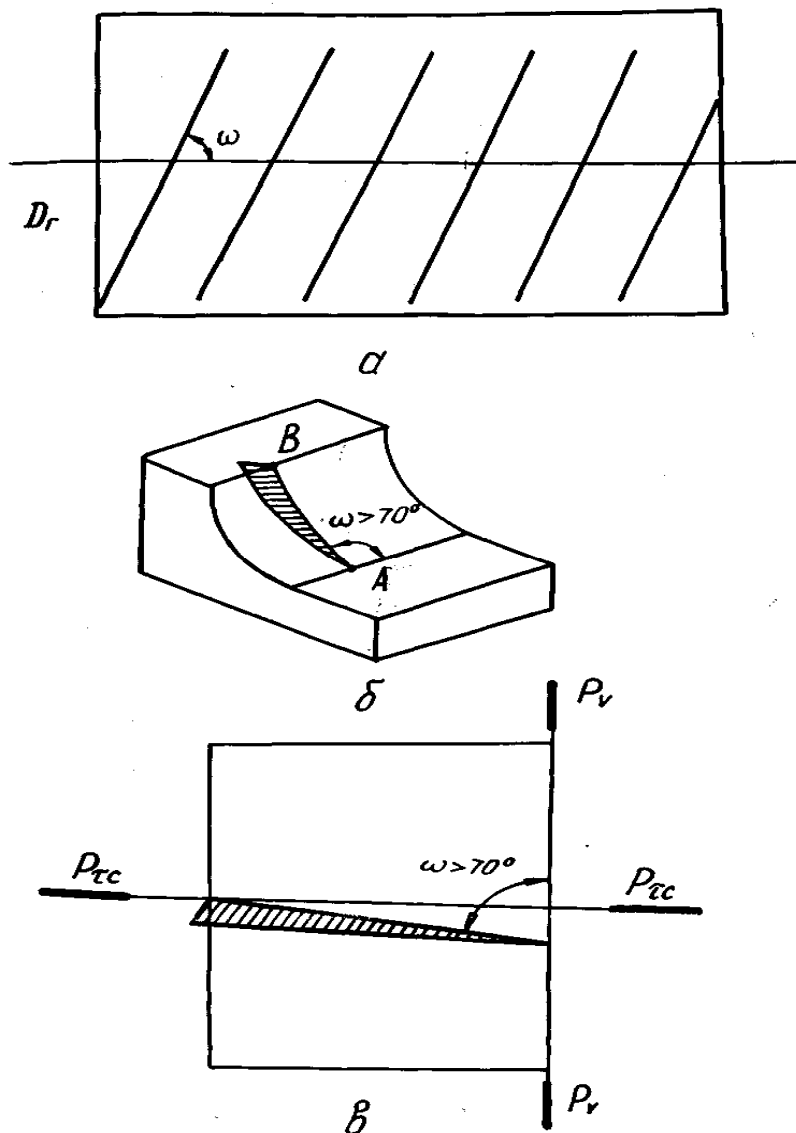


Рисунок 5 - Схема скользящего цилиндрического фрезерования

В этой связи существенно уменьшается величина упругой деформации, так как концентрация критических напряжений происходит непосредственно перед режущей кромкой и локализуется в плоскости резания.

Вместе с тем, врезаясь в обрабатываемый материал, точки режущей кромки перемещаются одновременно в двух взаимно перпендикулярных направлениях, что создает условие стеснения подвижности молекулярных цепей и также уменьшение величины упругой деформации. Таким образом происходит аналогичный процесс известного уменьшения подвижности молекулярных цепей как это имеет место при низкой температуре (криогенное резание) или высокой скорости деформации (высокоскоростное резание). В первом случае при понижении температуры цепные молекулы теряют свою подвижность и наступает стеклование и кристаллизация. Во втором случае теряется подвижность молекул при высоких скоростях деформации из-за то-

го, что цепные молекулы, в результате незначительного времени для их движения, не успевают перемещаться.

В результате очень значительного уменьшения упругой деформации, сопровождающей процесс скользящего фрезерования вязкоупругих полимерных материалов, снижается внутреннее трение, которое возникает когда молекулярные цепи меняют свои местоположения и их сегменты скользят относительно друг друга. При этом снижается диссипация энергии. Упругая энергия преобразовывается в работу разрыва молекулярных связей. В этой связи следует ожидать понижение температуры резания.

Совокупность изложенных явлений определяет хрупкий срез или надрез вязкоупругого полимерного материала, происходящий без пластического течения.

Далее, в результате движения подачи, режущая кромка внедряется вглубь материала. Надрезанная часть его (стружка) перемещается по передней поверхности лезвия инструмента и надлом ее должен произойти за режущей кромкой. В противном случае, в результате силы, действующей на передней поверхности инструмента, будет создана большая зона напряженного состояния, обусловленная упругопластической деформацией, как это имеет место при традиционной схеме обработки и произойдет отрыв срезаемого слоя. Это приведет к образованию на обработанной поверхности вырыва. Таким образом, к числу основных факторов, определяющими тип стружки, следует отнести величину переднего угла, а для первой схемы и глубину резания. Совершенно очевидно, что при большой глубине резания будет происходить надлом стружки в зоне резания, что также приведет к образованию вырыва или скола по кромке.

Стружка будет сходить по передней поверхности под углом $90^\circ - \lambda$ для торцового фрезерования и $90^\circ - \omega$ для цилиндрического.

При скользящем фрезеровании вязкоупругих полимерных материалов напряжения в подрезцовом слое не достигают критических значений и на обработанной поверхности не образуются трещины. Этому способствует малая величина угла заострения и малый радиус округления режущей кромки.

Следует отметить, что при обработке вышеупомянутых материалов будет иметь место упругое восстановление обработанной поверхности, что приведет к увеличению трения по задней поверхности инструмента. В связи с этим задний угол должен выбираться таким, чтобы температура резания не превышала установленных норм для обрабатываемого материала и инструмента.

Рассмотренная гипотеза механизма процесса скользящего фрезерования вязкоупругих полимерных материалов требует дальнейшего уточнения по ряду факторов, в том числе:

1. по роли шероховатости режущей кромки в протекании процесса скользящего резания;
2. величины, распределения и характер напряжений в деформируемой зоне;

3. изменений физико-химических свойств обработанного материала.

На основании вышеизложенной гипотезы о механизме скользящего фрезерования провели схематизацию физической модели указанного процесса.

Структурной основой физической модели процесса скользящего фрезерования полимерного материала, схематизированной на рис. 6, является учет скольжения режущей кромки по поверхности резания, в результате которого упругая энергия преобразовывается в работу разрыва молекулярных связей.

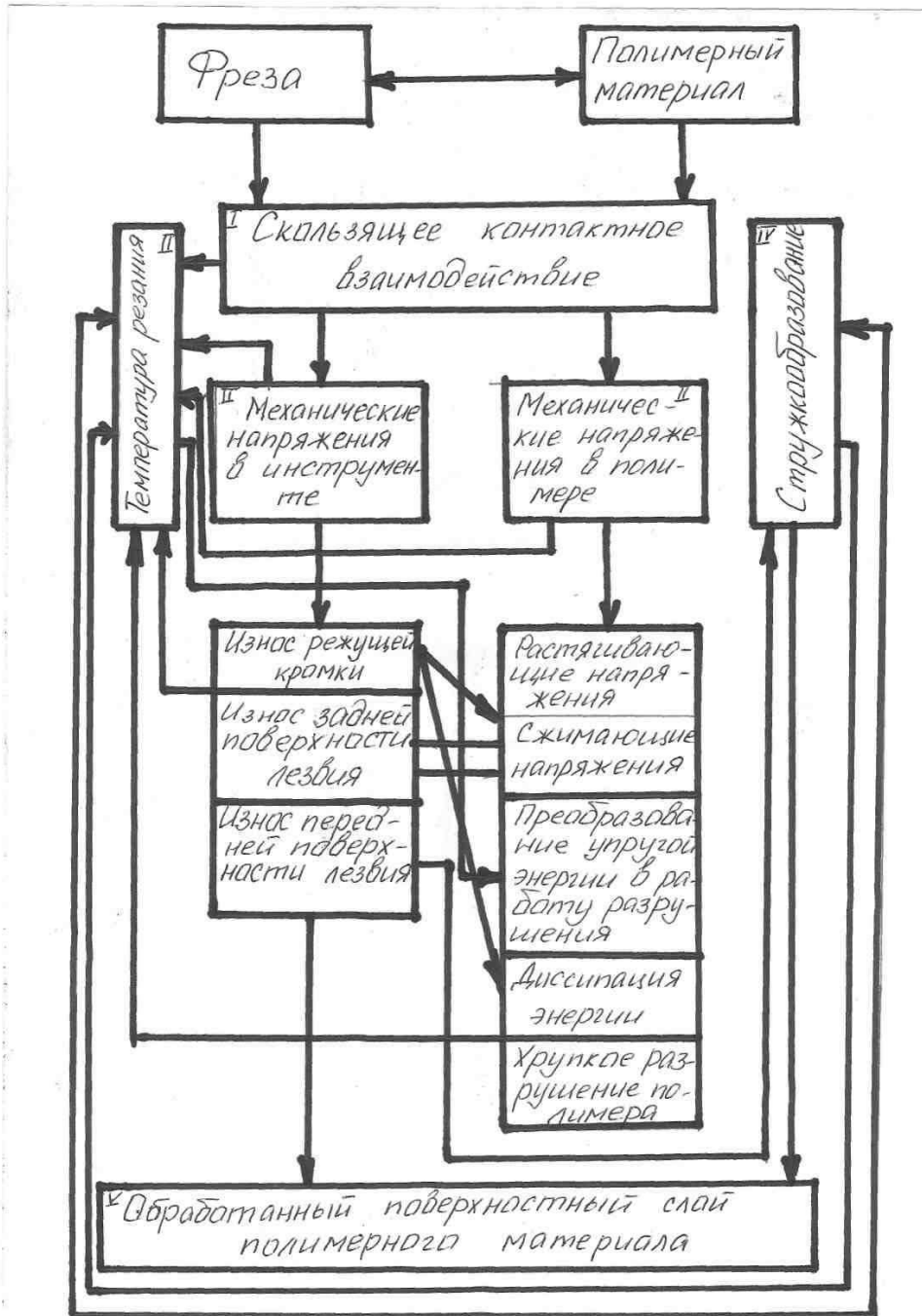


Рисунок 6 - Схематизация физической модели процесса скользящего фрезерования полимерного материала

Приведенная модель процесса скользящего фрезерования вязкоупругих полимерных материалов устанавливает главнейшие связи и условную последовательность проявления следующих физических явлений:

1. Формирование контактной поверхности при скользящем взаимодействии режущей кромки с обрабатываемым материалом.
2. Механические растягивающие напряжения как результат скользящего силового воздействия.
3. Малое внутреннее молекулярное трение и увеличенное внешнее трение по задней поверхности лезвия инструмента.
4. Теплообразование.
5. Стружкообразование, основанное на хрупком срезе.
6. Износ лезвия фрезы.
7. Образование поверхностного слоя.

Физическая модель процесса скользящего фрезерования полимерных материалов может быть упрощенно представлена следующим образом.

1. При скользящем воздействии лезвия инструмента на полимере из-за вязкоупругих свойств обрабатываемого материала, увеличенного рабочего участка лезвия инструмента и уменьшенного кинематического заднего угла формируются увеличенные фактические площадки контакта (I). Они определяют повышенное внешнее трение на задней поверхности лезвия инструмента и соответствующее тепловыделение (III). Однако температура резания невысокая вследствие малого внутреннего трения. В инструменте и полимере возникают циклические механические напряжения (II). В материале они приводят к разрыву химических связей.
2. Перераспределение сил, характерное для скользящего фрезерования вязкоупругих полимерных материалов, действующих на передней и задней поверхностях лезвия инструмента, соответствующий режим резания и толщина срезаемого слоя, а также новые геометрические параметры предопределили тип образующейся стружки (IV). Стружка непрерывная и требуется ее надлом или срезание.
3. Значительное уменьшение зоны упругой деформации и ее величины при скользящем фрезеровании определило формирование обработанного поверхностного слоя (V) без вырывов и сколов по кромкам.

Несмотря на весьма упрощенную физическую модель процесса скользящего фрезерования, приведенную выше, следует отметить сложность для изучения указанных явлений.

Многие авторы, в том числе работы [7] рекомендуют процесс резания, ввиду его сложности, изучать математическими методами планирования эксперимента, которые основаны на кибернетическом подходе к объекту исследования. Наиболее подходящей моделью при таком подходе является «черный ящик» (рис.7).

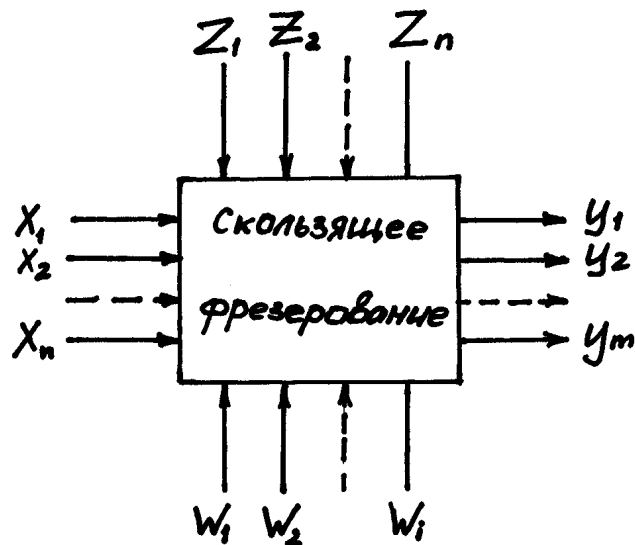


Рисунок 7 - Схема кибернетической модели процесса скользящего фрезерования

На рис.7 объектом исследования является прямоугольник.

Площадки, входящие в объект, соответствуют возможным способам воздействия или факторам. Группа факторов, обозначенных буквами X_1, X_2, \dots, X_k , соответствуют управляемым факторам, при изменении которых непосредственно изучается объект исследования. Факторы Z_1, Z_2, \dots, Z_n и W_1, W_2, \dots, W_i представляют группу неуправляемых факторов, существенно увеличивающих ошибку эксперимента или шумовое поле, на фоне которого выделяется полезный сигнал. Факторы Z_1, Z_2, \dots, Z_n можно контролировать в процессе эксперимента, а факторы W_1, W_2, \dots, W_i относятся к возмущающим неконтролируемым воздействиям на объект исследования. Стрелки y_1, y_2, \dots, y_m , выходящие из объекта, соответствуют параметрам оптимизации.

Кибернетический подход в планировании эксперимента позволяет фиксировать выходы, то есть параметры оптимизации, при варьировании факторов на нескольких уровнях. При этом не обязательно заботиться о механизме явлений, протекающих в «ящике». Это дает возможность определить связь между входом и выходом объекта исследования и описать указанную связь вполне определенной математической моделью, не рассматривая характер протекающих процессов.

Исследование кинематики процесса резания для приведенного метода обработки изложено в работе [8], а экспериментальная отработка рациональных геометрических параметров и режима резания в работе [9].

Выводы

Разработаны принципиально новые схемы размерной обработки вязкоупругих полимерных материалов, основанные на использовании принципа скользящего резания, обеспечивающие полное выполнение основных технологических требований к качеству и точности обработанной поверхности.

Показано, что основой обеспечения принципа скольжения первой и второй схем, предназначенных для торцового фрезерования указанных материалов, является установление угла наклона режущей кромки $\lambda > 70^\circ$, а для третьей схемы, предназначенной для цилиндрического фрезерования, угла наклона винтового зуба $\omega > 70^\circ$.

Установлено, что резание должно быть свободным, а особенностью скользящего фрезерования является существенно большее различие между инструментальными угловыми параметрами и кинематическими по сравнению с традиционным фрезерованием.

Сформулирована гипотеза о механизме скользящего фрезерования вязкоупругих полимерных материалов и разработаны основные закономерности формирования параметров элементов срезаемого слоя, и обработанного поверхностного слоя.

Показана схематизированная физическая модель скользящего фрезерования полимерных материалов, которая устанавливает главные связи и последовательность процессов и явлений, сопровождающих обработку резанием вязкоупругих полимерных материалов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Суслов А.Т., Дальский А.М. Научные основы технологии машиностроения. М.: Машиностроение, 2002. 684с.
2. Патент України 19905. Спосіб обробки матеріалів різанням/ В.О. Маруніч. Бюл.№1-2007.
3. Патент россии 2031790. Способ обработки материалов резанием/ В.А. Маруніч. Бюл.№9.-1995.
4. А.С.1219387. Инструмент для механической обработки материалов/ В.Д. Дручков, В.А. Маруніч, Г.Б. Горшков. Бюл.№11-1986.
5. Справочник технолога-машиностроителя: В 2-х т.- т.2. под ред. А.М. Дальского, А.Г. Косиловой, Р.К. Мещерякова, А.Г. Суслова. – М.: Машиностроение – 1, 2001.
6. Тихомиров Р.А., Николаев В.И. механическая обработка пластмасс. – Л.: Машиностроение, 1975.
7. Душинский В.В., Пуховский Е.С., Радченко С.Т. Оптимизация технологических процессов в машиностроении. – Киев: Техника, 1977.
8. Маруніч В.А. Исследование кинематики обработки резанием теплоизоляционных пенополиуретановых покрытий сферических изделий. Теория и практика металлургии. – 2007. №6. – С.53-58.
9. Маруніч В.А. Экспериментальное установление эффективных условий фрезерования теплоизоляционных пенополиуретановых материалов. Системные технологии. – 2007. - №5(52). – С.104-111.

КОЛЕБАНИЯ СТЕРЖНЯ МЕХАНИЗМА УДЕРЖАНИЯ ОПРАВКИ СТАНОВ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ ТРУБ

Изложена методика построения математической модели стержня механизма удержания оправки трубопрокатного агрегата. Дифференциальные уравнения движения стержня оправки представлены в виде гипергеометрических уравнений. Решения гипергеометрических уравнений представлены в функциях параболы цилиндра - функциях Вебера.

Технология производства бесшовных труб предусматривает образование продольных полостей в сплошной цилиндрической заготовке с последующей раскаткой ее на оправке, упирающейся в стержневую систему.

Одним из путей интенсификации технологического процесса и повышения качества прокатываемых труб является совершенствование существующих станов винтовой прокатки трубопрокатных агрегатов. Для получения научно-обоснованных предложений по модернизации оборудования прошивных и раскатных станов и совершенствованию технологии производства труб необходимо более глубоко вскрыть их взаимосвязь и установить качественное и количественное влияние различных параметров и технологических особенностей на поведение системы и качество готовой продукции. Для решения такого рода задач зачастую приходится обращаться к рассмотрению математической модели исследуемого трубопрокатного агрегата, адекватно отражающей реальные процессы, происходящие в исходной системе (рис. 1).

В настоящей работе, с учетом особенностей технологии, в качестве объекта исследования рассмотрена стержневая система механизма удержания оправки прошивных и раскатных станов трубопрокатного агрегата (ТПА), отличающаяся от известной [1].

При прошивке и раскатке трубных изделий в стержне, удерживающем оправку, возникают значительные по величине и изменяющиеся во времени динамические нагрузки, которые обуславливают отклонение формы стержня от прямолинейной. Это значительно усиливает колебательные явления в стержневой системе и отрицательно воздействуют на процесс прокатки.

Изменение во времени массы трубной заготовки, перемещающейся в процессе прошивки или раскатки вдоль стержня, значительно усложняет динамические процессы.

Колебания стержневой системы в ходе реализации необходимых технологических процессов передаются на оправку, что приводит к ухудшению качества прокатываемых труб (рис. 2).

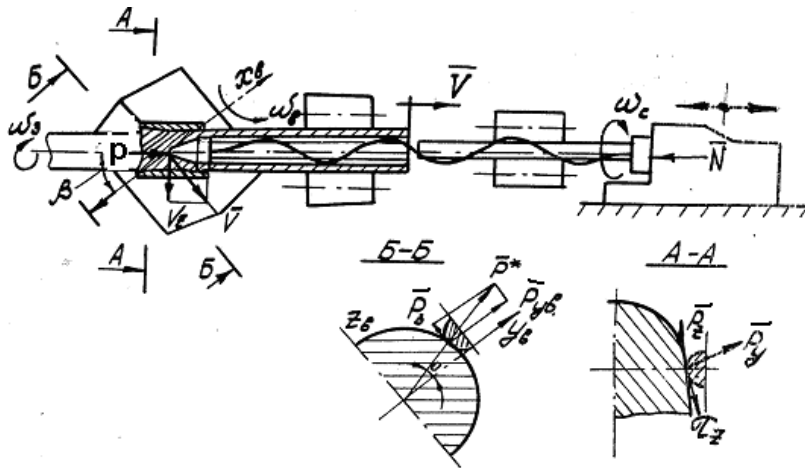


Рисунок 1 - Силовая схема функционирования механизма удержания оправки прошивного стана

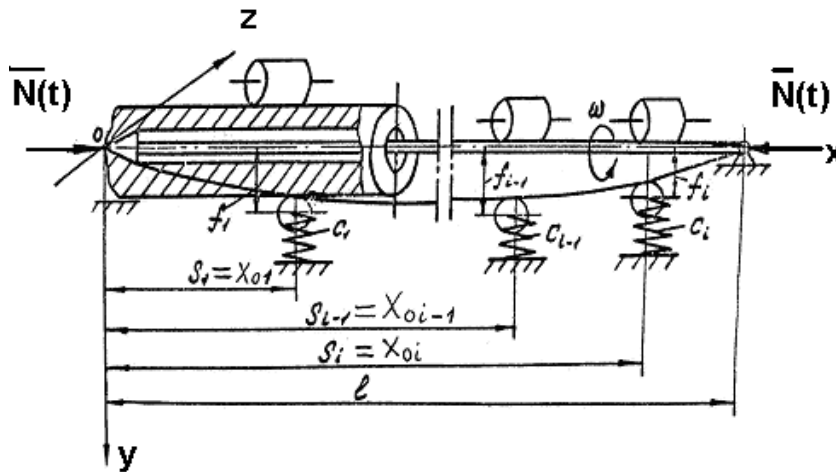


Рисунок 2 - Схема стержневой системы прошивного и раскатного станов трубопрокатного агрегата

Изучение поведения динамической модели «стержневая система - трубная заготовка» позволит оценить динамическое состояние стержневой системы с оправкой в течение всего процесса прошивки или раскатки труб. На этой основе решить задачу по модернизации этой системы.

В качестве расчетной схемы стержневой системы прошивных и раскатных станов ТПА примем стержень постоянного сечения с шарнирными опорами по концам и упругими опорами (центрователями) между ними. Стержень, вращающийся с угловой скоростью ω вокруг оси прокатки x , подвергается воздействию продольным усилием $\vec{N}(t)$. При этом на стержень надвигается с постоянной скоростью прокатки \vec{V} равномерно распределенная нагрузка прокатываемой трубы интенсивностью \vec{q} с погонной массой m_q (рис. 3).

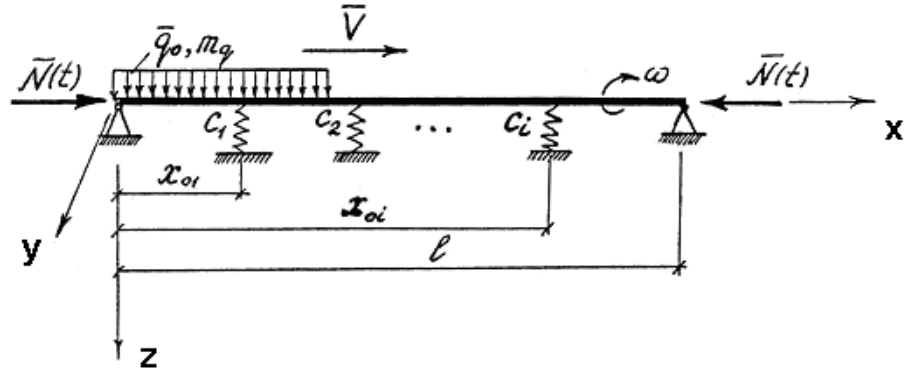


Рисунок 3- Расчетная схема стержневой системы механизма удержания оправки стана

Для построения математической модели воспользуемся дифференциальным уравнением колебаний вращающегося стержня на упругом основании центрователей [2].

$$m \frac{\partial^2 u_y}{\partial t^2} + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[EI \cdot \frac{\partial^2 u_y}{\partial x^2} + f \left(\frac{\partial^3 u_y}{\partial x^2 \partial t} + \omega \frac{\partial^2 u_z}{\partial x^2} \right) \right] + \kappa \frac{\partial u_y}{\partial t} + c u_y = m \omega^2 [e \cos(\omega t) - e \sin(\omega t)], \quad (1)$$

$$m \frac{\partial^2 u_z}{\partial t^2} + \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[EI \cdot \frac{\partial^2 u_z}{\partial x^2} + f \left(\frac{\partial^3 u_z}{\partial x^2 \partial t} - \omega \frac{\partial^2 u_y}{\partial x^2} \right) \right] + \kappa \frac{\partial u_z}{\partial t} + c u_z = m \omega^2 [e \sin(\omega t) + e \cos(\omega t)], \quad (2)$$

где EI , m – соответственно изгибная жесткость стержня и его погонная масса; u_y , u_z – перемещения вдоль осей y и z ; c , κ – коэффициенты упругого основания, зависящие от перемещения и скорости соответственно; f – коэффициент, учитывающий внутреннее трение в процессе колебания всей механической системы; $e_1(x)$, $e_2(x)$ – эксцентриситеты, характеризующие неуравновешенность масс соответственно в плоскостях XOZ и YOX .

В предположении, что внутреннее трение отсутствует [2], и неуравновешенность лежит в одной плоскости $e_1(x) = e(x)$, $e = 0$, приходим к уравнению

$$m \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + EI \frac{\partial^4 u}{\partial x^4} + c u = m \omega^2 e(x) \sin(\omega t) \quad (3)$$

Заменив упругое основание конечным числом i – податливых опор центрователей, имеем

$$m \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + EI \frac{\partial^4 u}{\partial x^4} + \sum_{i=1}^n c_i u \delta(x - x_{oi}) = m \omega^2 e(x) \sin(\omega t), \quad (4)$$

где $\delta(x - x_{oi})$ – дельта-функция Дирака.

Принимая во внимание, что данная функция обладает следующим фильтрующим свойством [6]

$$\int_a^b f(x) \delta(x - \xi) dx = f(\xi); \quad [a < \xi < b]$$

С учетом закона изменения продольной сжимающей силы согласно

[1] $N(t) = N_0 + N_1 \cos(\omega t)$ и надвигающейся нагрузки трубы $\vec{q}(x, t)$ дифференциальное уравнение (4) примет вид

$$m \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + EI \frac{\partial^4 u}{\partial x^4} + N(t) \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \sum_{i=1}^n c_i \cdot u \delta(x - x_{oi}) - q(x, t) = m \omega^2 e(x) \sin(\omega t), \quad (5)$$

где $q(x, t)$ - распределенная нагрузка прокатываемой трубной заготовки, обладающая массой, может быть определена согласно [3, 4].

$$q(x, t) = q_0 - m_q \left(\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + V^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + 2V \frac{\partial^2 u}{\partial x \partial t} \right) \Bigg|_{x=vt}, \quad (6)$$

где q_0, m_q - соответственно интенсивность и погонная масса подвижной трубы; V - скорость прокатки трубы в осевом направлении; $\frac{\partial^2 u}{\partial t^2}$ - учитывает относительное ускорение трубы; $V^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2}$ - учитывает переносное ускорение трубы; $2V \frac{\partial^2 u}{\partial x \partial t}$ - учитывает кориолисово ускорение прокатываемой трубы.

В первом приближении примем уравнение эксцентриситета в виде

$$e(x) = u = f(t) \sin\left(\frac{\pi x}{\ell}\right)$$

Тогда с учетом этого уравнение (5) запишется так

$$L(u) = m \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} + EI \frac{\partial^4 u}{\partial x^4} + N(t) \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} + \sum_{i=1}^n c_i u \delta(x - x_{oi}) - q(x, t) - m \omega^2 f(t) \sin\left(\frac{\pi x}{\ell}\right) \sin(\omega t) = 0 \quad (7)$$

Для решения уравнения (7) применяем процедуру Бубнова-Галеркина

$$\int_0^{\ell} L(u) \sin\left(\frac{\pi x}{\ell}\right) dx = 0$$

После некоторых преобразований используя (7) имеем

$$\begin{aligned} & \ddot{f}(t) \left[1 + \frac{m_q}{2\pi m} \left(2\pi \frac{Vt}{\ell} - \sin\left(2\pi \frac{Vt}{\ell}\right) \right) \right] + \dot{f}(t) \frac{Vm_q}{m\ell} \left(1 - \cos\left(2\pi \frac{Vt}{\ell}\right) \right) + \\ & + f(t) \left[\frac{EI}{m} \left(\frac{\pi}{\ell}\right)^4 + \frac{2}{m\ell} \sum_{i=1}^n c_i \sin^2\left(\frac{\pi x_{oi}}{\ell}\right) - \frac{1}{m} (N_0 + N_1 \cos(\omega t)) \times \right. \\ & \left. \times \left(\frac{\pi}{\ell}\right)^2 - \frac{m_q V^2}{m \ell^2} \pi \left(2\pi \frac{Vt}{\ell} - \sin\left(2\pi \frac{Vt}{\ell}\right) - \omega^2 \sin(\omega t) \right) \right] = \frac{2q_0}{m\pi} \left(1 - \cos\left(\pi \frac{Vt}{\ell}\right) \right) \end{aligned} \quad (8)$$

Введем новые переменные в дифференциальное уравнение(8)

$$\xi = \frac{Vt}{\ell}, \quad \mu = \frac{m_q}{m}; \quad m\ell = M; \quad \frac{d^2f}{d\xi^2} = \ddot{f}, \quad \xi \in [0; 1]$$

После определенных преобразований уравнение (8) примет вид

$$\ddot{f} a_0(\xi) + \dot{f} \mu a_1(\xi) + \bar{f} \Omega_0^2 \left(\frac{\ell}{V}\right)^2 [b - b_1(\xi)] = \frac{2q_0}{m\pi} \left(\frac{\ell}{V}\right)^2 a_1(\xi), \quad (9)$$

где $a_0(\xi) = 1 + \frac{\mu}{2\pi}(2\pi\xi - \sin(2\pi\xi))$;

$$a_1(\xi) = 1 - \cos(2\pi\xi);$$

$$b = 1 + \frac{2}{M\Omega_0^2} \sum_{i=1}^n c_i \sin^2\left(\frac{\pi x_{oi}}{\ell}\right) - \frac{N_0 \pi^2}{M \ell \Omega_0^2};$$

$$b_1(\xi) = \frac{\pi^2}{M \ell \Omega_0^2} N_1 \cos\left(\nu \frac{\ell}{V} \xi\right) + \frac{\mu}{\Omega_0^2} \left(\frac{V}{\ell}\right)^2 \pi^2 a(\xi) + \frac{\omega^2}{\Omega_0^2} \sin\left(\omega \frac{\ell}{V} \xi\right);$$

$$a(\xi) = 2\pi\xi - \sin(2\pi\xi),$$

где $\Omega_0^2 = \frac{EI}{m} \left(\frac{\pi}{\ell}\right)^4$ - квадрат частоты свободных поперечных колебаний

для стержня оправки по 1-ой форме.

Разделив уравнение (9) на $a_0(\xi)$ пренебрегая кориолисовыми силами инерции, получим:

$$\ddot{f} + \bar{f} \Omega_0^2 \left(\frac{\ell}{V}\right)^2 \frac{b - b_1(\xi)}{a_0(\xi)} = \frac{2q_0}{m\pi} \left(\frac{\ell}{V}\right)^2 \frac{a_1(\xi)}{a_0(\xi)} \quad (10)$$

Для решения дифференциального уравнения (10) аппроксимируем коэффициент $\Omega_0^2 \frac{b - b_1(\xi)}{a_0(\xi)}$ по способу прямой линеаризации (5) выражением

$$a\xi^2 + \gamma\xi + c.$$

Образую функцию невязки для оценки погрешности вычисления коэффициентов a, γ, c .

$$r(\xi) = \Omega_0^2 \frac{b - b_1(\xi)}{a_0(\xi)} - (a\xi^2 + \gamma\xi + c)$$

Для определения коэффициентов аппроксимации минимизируем функционал $\int_0^1 r^2(\xi) d\xi$ по параметрам a, γ, c

$$I = \int_0^1 r^2(\xi) d\xi \rightarrow \min_{a, \gamma, c}$$

Искомые параметры коэффициентов a, γ, c находим из условий

$$\frac{\partial I}{\partial a} = 0; \quad \frac{\partial I}{\partial \gamma} = 0; \quad \frac{\partial I}{\partial c} = 0.$$

Для уменьшения вычислений воспользуемся правилом дифференцирования определенного интеграла по параметру.

$$\frac{\partial I}{\partial a} = \frac{\partial}{\partial a} \left[\int_0^1 r^2(\xi) d\xi \right] = 2 \int_0^1 \left[r(\xi) d\xi \frac{\partial r(\xi)}{\partial a} \right] = 0$$

Таким образом, получим

$$\frac{\partial I}{\partial a} = \int_0^1 r(\xi) \frac{\partial r(\xi)}{\partial a} d\xi = 0;$$

$$\frac{\partial I}{\partial a} = \int_0^1 \left[\Omega_0^2 \frac{b - b_1(\xi)}{a_0(\xi)} - (a\xi^2 + \gamma\xi + c) \right] \xi^2 d\xi = 0 \quad (11)$$

Аналогично запишем

$$\frac{\partial I}{\partial \gamma} = \int_0^1 \left[\Omega_0^2 \frac{b - b_1(\xi)}{a_0(\xi)} - (a\xi^2 + \gamma\xi + c) \right] \xi d\xi = 0; \quad (12)$$

$$\frac{\partial I}{\partial c} = \int_0^1 \left[\Omega_0^2 \frac{b - b_1(\xi)}{a_0(\xi)} - (a\xi^2 + \gamma\xi + c) \right] \xi^2 d\xi = 0$$

Подставив в выражения (11, 12) значения $b_1(\xi)$, $a_0(\xi)$ и проделав некоторые преобразования, получим систему линейных алгебраических уравнений.

$$\Omega_0^2 b I_1 - \Omega_0^2 \left(\frac{N_1}{N_{кр}^3} I_2' + \frac{m_q V^2}{\pi N_{кр}^3} I_2'' + \frac{\omega^2 m \ell^2}{\pi^2} I_2''' \right) - \frac{a}{5} - \frac{\gamma}{4} - \frac{c}{3} = 0 \quad (13)$$

$$\Omega_0^2 b I_3 - \Omega_0^2 \left(\frac{N_1}{N_{кр}^3} I_4' + \frac{m_q V^2}{\pi N_{кр}^3} I_4'' + \frac{\omega^2 m \ell^2}{\pi^2} I_4''' \right) - \frac{a}{4} - \frac{\gamma}{3} - \frac{c}{2} = 0 \quad (14)$$

$$\Omega_0^2 b I_5 - \Omega_0^2 \left(\frac{N_1}{N_{кр}^3} I_6' + \frac{m_q V^2}{\pi N_{кр}^3} I_6'' + \frac{\omega^2 m \ell^2}{\pi^2} I_6''' \right) - \frac{a}{3} - \frac{\gamma}{2} - c = 0, \quad (15)$$

где $N_{кр}^3$ - эйлерова критическая сила.

Решая систему уравнений (13,14,15) определяем коэффициенты a , γ , c .

Решением однородного гипергеометрического уравнения

$$\ddot{\bar{f}} + \left(\frac{\ell}{V} \right)^2 (a\xi^2 + \gamma\xi + c) \bar{f} = 0 \quad \text{при этом являются известные в литературе функции}$$

параболического цилиндра – функция Вебера [7].

Кривые, приведенные на рис.4, позволяют анализировать влияние изменения коэффициента $\mu = \frac{m_q}{m}$ на величину интегралов функций взвешенных невязок I , предварительно образованных для формирования коэффициентов a , γ и c исходного дифференциального уравнения (10).

Выражения для определения интегралов системы уравнений (13,14,15) приведены, а таблице 1.

Расчетные кривые динамических прогибов стержневой системы, для различных режимов прокатываемых труб на прошивных станах ТПА-140 и ТПА-250, приведенные на рис. 5, показывают на крайне неудовлетворительные условия функционирования механизмов выходной стороны ТПА и высокую разностенность гильз. Полученные данные хорошо согласуются с

результатами многочисленных экспериментальных исследований приведенных в работе [1].

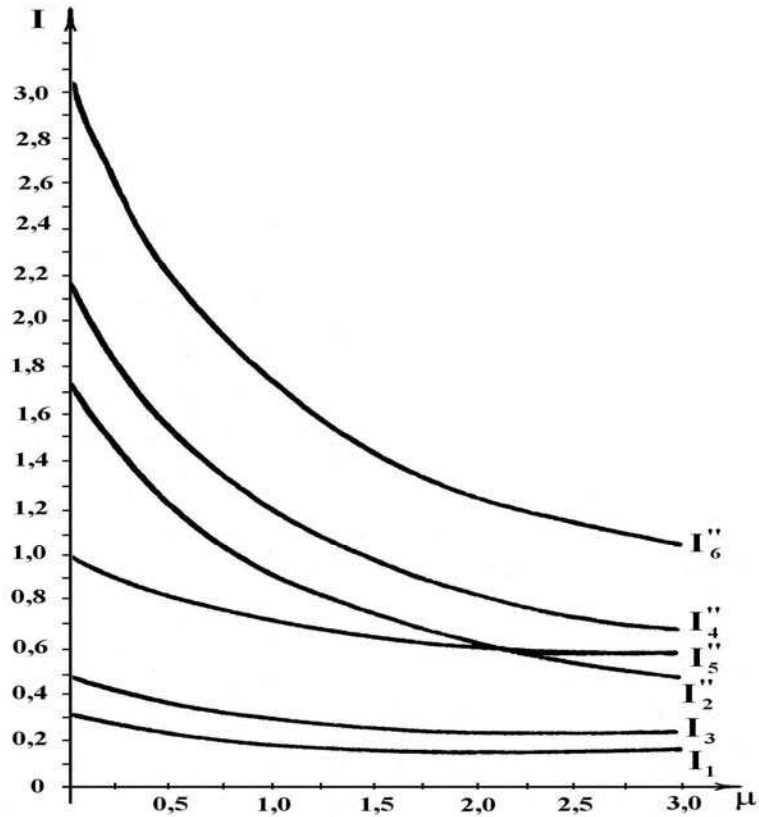


Рисунок 4 - Влияние коэффициента $\mu = \frac{m_q}{m}$ на величину интегралов функции невязки I.

Таблица 1

Интегральные выражения, входящие в формулы 13, 14, 15

I_1	$\int_0^1 \frac{\xi^2}{A} d\xi$	$A = 1 + \frac{\mu}{2\pi} (2\pi\xi - \cos(2\pi\xi));$ $\mu = \frac{m_q}{m};$
I_2'	$\int_0^1 \frac{\xi^2 \cos(\xi\kappa)}{A} d\xi$	
I_2''	$\int_0^1 \frac{\xi^2 (2\pi\xi - \sin(2\pi\xi))}{A} d\xi$	
I_3	$\int_0^1 \frac{\xi}{A} d\xi$	
I_4'	$\int_0^1 \frac{\xi \cos(\kappa\xi)}{A} d\xi$	
I_4''	$\int_0^1 \frac{\xi (2\pi\xi - \sin(2\pi\xi))}{A} d\xi$	

I_5	$\int_0^1 \frac{1}{A} d\xi$	$\kappa = \frac{v\ell}{V};$
I_6'	$\int_0^1 \frac{\cos(\kappa\xi)}{A} d\xi$	
I_6''	$\int_0^1 \frac{2\pi\xi - \sin(2\pi\xi)}{A} d\xi$	$\kappa_1 = \frac{\Omega}{v}$
I_2'''	$\int_0^1 \frac{\xi^2 \cos(\kappa_1 \cdot \kappa \cdot \xi)}{A} d\xi$	
I_4'''	$\int_0^1 \frac{\xi \cos(\kappa_1 \cdot \kappa \cdot \xi)}{A} d\xi$	
I_6'''	$\int_0^1 \frac{\cos(\kappa_1 \cdot \kappa \cdot \xi)}{A} d\xi$	

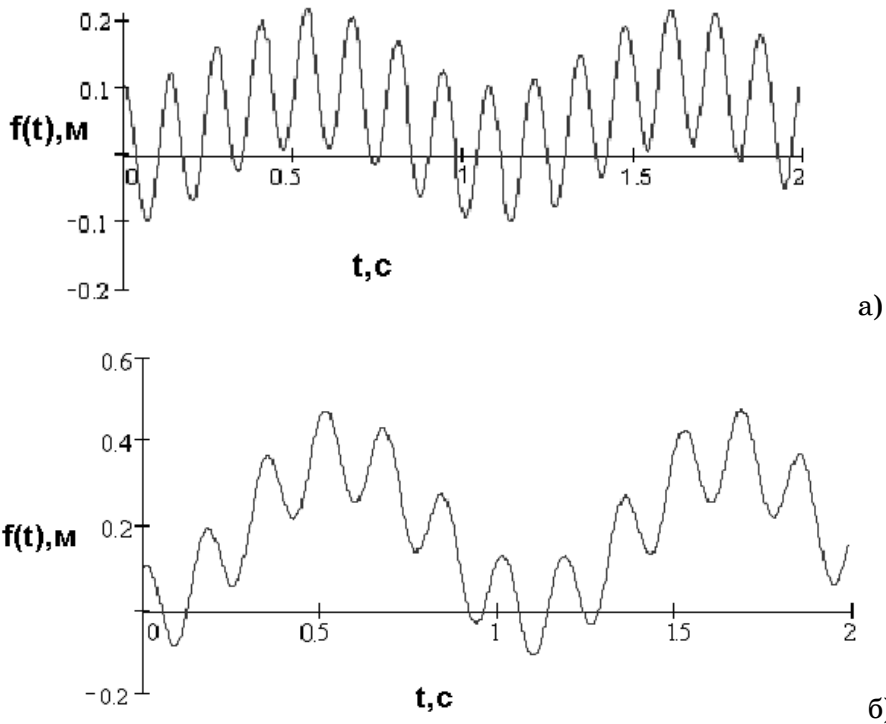


Рисунок 5. Динамические прогибы стержня удержания оправки прошивных станов: а) трубопрокатного агрегата 140 при прокатке труб Ш 57Ч3,5; б) трубопрокатного агрегата 250 при прокатке труб Ш 168Ч7,0

Диаграммы, приведенные на Рис.6, указывают на эффективность использования модернизированных центрователей в технологической линии станов винтовой прокатки трубопрокатных агрегатов. За счет снижения виброактивности системы достигнуто повышение качества прокатываемых труб на 17-20%.

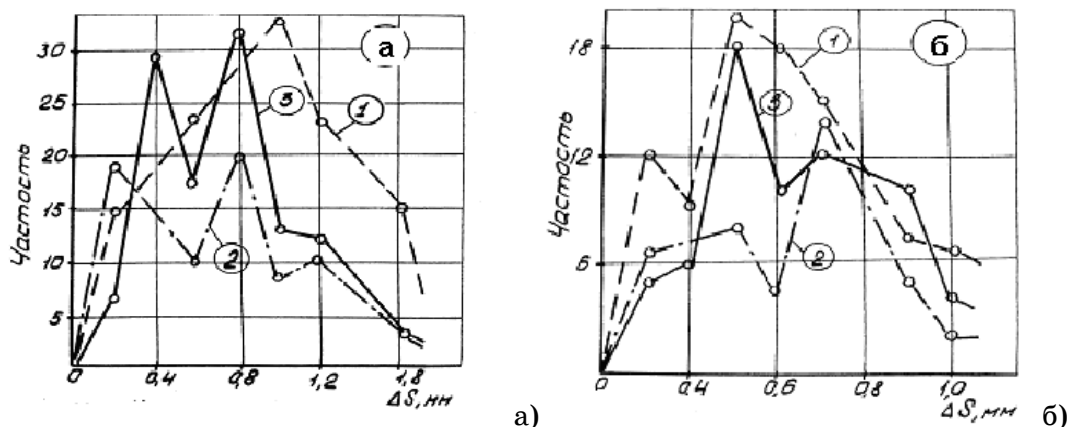


Рисунок 7 - Диаграмма распределения продольной разностенности горячекатаных труб (а) до и б) после модернизации центрователей стержня оправки): 1 - ТПА-140; 2 - ТПА-250; 3 - ТПА -350

Выводы

В работе изложена методика построения математической модели стержневой системы механизма удержания оправки ТПА.

Получено дифференциальное уравнение движения стержня с оправкой и указан путь его решения.

Построенная модель может служить исходным материалом для решения задач анализа динамического состояния ТПА, для решения задач пассивного или активного управления динамическим состоянием стержневой системы ТПА.

Для снижения виброактивности стержня рекомендуется использовать центрователи стержневой системы конструкции ВНИИметмаш (Россия) с удлиненной бочкой рабочего ролика в пределах 800ч900 мм.

ЛИТЕРАТУРА

1. Оклея Л.Н. Качество горячекатаных труб. М.: Металлургия, 1986, 144с.
2. Вибрации в технике. Справочник в 6-ти томах. Том 3 /под ред. Ф.М. Диментберга, К.С. Колесникова. – М.: Машиностроение, 1980, 544с.
3. Светлицкий В.А, Стасенко Н.В. Сборник задач по теории колебаний. – М.: Высшая школа, 1973, с 451.
4. Кучма Т.К., Моргаевский А.Б. Расчет пластин на подвижные нагрузки. Труды VII Всес. конф. по теории пластин и оболочек. – М.: Наука, 1970, с.346-350.
5. Пановко Я.Г. Основы прикладной теории колебаний и удара. – Л.: Машиностроение, 1976, с.319
6. Новицкий В.В. Дельта-функция и ее применение в строительной механике. Расчет пространственных конструкций. Вып. УШ. /Под ред. А.А. Уманского. – М.: Гос. изд-во лит-ры по стр-ву, арх-ре и стр. мат-лам, 1962, с. 207-244.
7. Справочник по специальным функциям. /Под ред. М.А Абрамовича и И.Стиган. – М.: Наука, 1979, с.832.

КОМПЛЕКСНЫЙ МЕТОД СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ ПРОЦЕССОВ ОБРАБОТКИ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МАШИН

Описана реализация комплексного метода решения задачи совершенствования технологической оснастки процессов финишной обработки деталей гидравлического привода металлургических машин.

Описано реалізацію комплексного методу рішення задачі вдосконалення технологічної оснастки процесів фінішної обробки деталей гідравлічного приводу металургійних машин.

Realization of a complex method of the decision of a task of perfection of industrial equipment of processes of finishing processing of details of a hydraulic drive of metallurgical machines is described.

1. Постановка задачи

Характерной особенностью решения прикладных задач является комплексный подход, который предполагает достижение конечного практического результата путем последовательного выполнения взаимосвязанных этапов (при этом каждый последующий этап опирается на результаты предыдущего).

Основными этапами этой последовательности для машиностроения являются:

- целеполагание;
- математическое моделирование;
- разработка конструкторских и технологических предложений;
- оптимизация конструктивно-технологических параметров;
- экспериментальная проверка;
- внедрение оптимальных конструктивно-технологических решений.

Каждый из этапов состоит из соответствующих частей (подэтапов).

Например, математическое моделирование включает:

- целеполагание;
- идеализацию;
- формализацию;
- идентификацию;
- проверку адекватности.

Вопросы взаимной увязки и согласования различных этапов имеют актуальное теоретическое и практическое значение.

Рассмотрим особенности реализации комплексного подхода на примере совершенствования технологической оснастки процессов финишной обработки деталей гидравлического привода металлургических машин [1, 2]. Многие элементы гидравлических машин и аппаратуры содержат цилинд-

рические прецизионные поверхности, окончательные показатели которых получают доводкой.

2. Реализация метода

Целеполагание. Основной целью всего комплекса работ является обеспечение стабильного получения параметров обрабатываемых деталей металлургических машин, что обусловит повышение качества машин. Результаты обработки зависят от многих факторов, в том числе от технологической оснастки, совершенствование которой является частной целью работ.

Математическое моделирование

Математическое моделирование выполняется для определения основных направлений совершенствования технологической оснастки (ниже описаны этапы создания математической модели) и оптимизации ее конструктивно-технологических параметров.

Целеполагание. Целью математического моделирования является создание математических моделей, учитывающих основные факторы, влияющие на результаты использования оснастки, и применение моделей для формулирования предложений по усовершенствованию оснастки.

Идеализация. Идеализация (упрощение) производится путем анализа влияния различных факторов и обоснованного исключения из рассмотрения малозначущих факторов.

Для финишной обработки глубоких прецизионных отверстий разработано новое устройство [4] с разжимным притиром, рабочие поверхности которого перемещаются в радиальном направлении, сохраняя параллельность самим себе и геометрической оси притира.

В качестве расчетной схемы разжимного притира выбран стержень переменной жесткости (рис. 1).

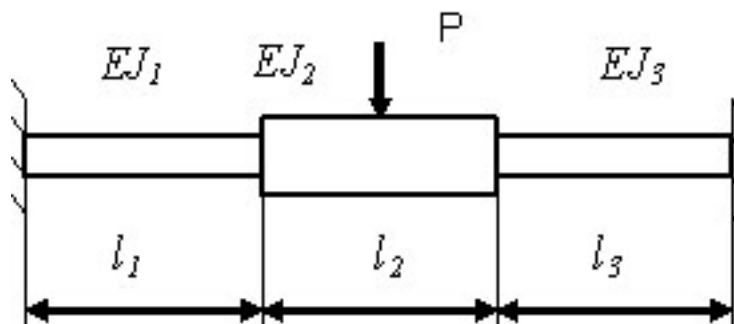


Рисунок 1 - Расчетная схема разжимного притира

$$l_1 = l_3; EJ_1 = EJ_3. \quad (1)$$

Разжимающая сила P приложена в середине второго участка. Положительные направления перемещения u , угла поворота θ , изгибающего момента M , перерезывающей силы Q указаны на рис. 2.

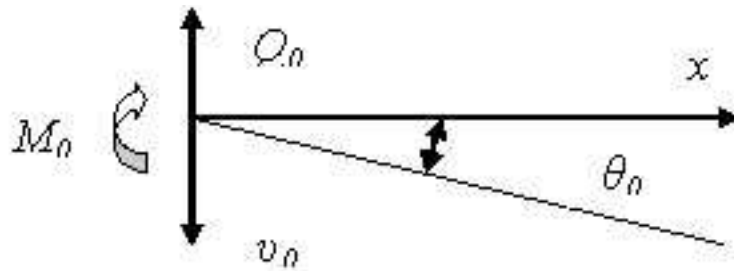


Рисунок 2 - Основные переменные модели разжимного притира

Процесс доводки упрощенно можно рассматривать как контактное взаимодействие деталей пары инструмент-деталь (рис. 3), которое может быть описано универсальной математической моделью, основанной на модели элементарного единичного акта контактного взаимодействия [8]. Модель включает четыре блока, описывающие свойства контактирующих поверхностей, кинематические и динамические особенности взаимодействия, величину съема при обработке и изменение свойств поверхностей после взаимодействия. Многократное воспроизведение единичных актов позволяет оценить взаимодействие при финишной обработке во времени [8]. При этом параметры поверхностей и условий взаимодействия определяются как реализации случайных величин (как правило, с нормальным законом распределения вероятностей) в процессе имитационных экспериментов с помощью ЭВМ.

Формализация

ММ процесса деформации притира построена с использованием метода начальных параметров, согласно которому при известных начальных значениях перемещения v_0 , угла поворота θ_0 , изгибающего момента M_0 и перерезывающей силы Q_0 можно определить текущие значения v , θ , M , Q в любом сечении данного участка:

$$\begin{aligned} g(x) &= g_0 + \theta_0 x - \frac{M_0 x^2}{2! EJ_1} - \frac{Q_0 x^3}{3! EJ_1}, \\ \theta(x) &= \theta_0 - \frac{M_0 x}{EJ_1} - \frac{Q_0 x^2}{2! EJ_1}, \\ M(x) &= M_0 + Q_0 x, \quad Q(x) = Q_0. \end{aligned} \quad (2)$$

Для характеристики прямолинейности образующей притира можно использовать безразмерное отношение разницы прогибов под силой и в начале второго участка к максимальному прогибу (прогибу под силой)

$$T = \frac{[g((\ell - 2\ell_1)/2) - g_1(\ell_1)]}{g((\ell - 2\ell_1)/2)} \quad (3)$$

В основе математической модели, позволяющей оценивать величину съема материала [8], лежит модель Герца, определяющая значения максимального сближения X_{\max} с учетом деформирования пропорционального

твердости контактирующих поверхностей (рис. 3) в виде сферических сегментов с радиусами R_1 и R_2 по формуле:

$$X_{\max} = \left(\frac{5mV}{4\beta} \right)^{2/5}, \quad (4)$$

$$\beta = \frac{2E_1E_2}{3E_1(1-\mu_2^2) + E_2(1-\mu_1^2)} \sqrt{\frac{R_1R_2}{R_1 + R_2}} \quad (5)$$

где m – приведенная масса контактирующих поверхностей;

E_1 и E_2 , μ_1 и μ_2 - модули упругости и коэффициенты Пуассона материалов контактирующих поверхностей, соответственно.

Оценкой величины износа сферического элемента является объем шарового сегмента, имеющего высоту стрелки, равную половине величины деформации элемента при контактном взаимодействии

$$G = \frac{\pi}{12} (4X_{\max}^3 + 6R_{1,2}X_{\max}^2) \quad (6)$$

Выходные переменные ММ при достаточно большом (не менее 100) количестве реализаций являются случайными величинами, имеющими нормальный закон распределения вероятностей, что соответствует общим положениям математической статистики.

Идентификация

Запишем систему (2) с учетом начальных условий

$$\begin{aligned} \vartheta_0 &= 0; \theta_0 = 0; Q = -\frac{P}{2} \\ \vartheta(x) &= -\frac{M_0x^2}{2!EJ_1} - \frac{Px^3}{2 \cdot 3!EJ_1}, \\ Q(x) &= \frac{P}{2}, \\ \theta(x) &= -\frac{M_0x}{EJ_1} - \frac{Px^2}{2 \cdot 2!EJ_1}, \\ M(x) &= M_0 + \frac{Px}{2}. \end{aligned} \quad (7)$$

Момент M_0 определяется из условия равенства нулю угла поворота θ под силой P :

$$M_0 = -\frac{P[4J_2\ell_1^2 + J_1(\ell - 2\ell_1)(\ell + 2\ell_1)]}{8[J_1(\ell - 2\ell_1) + J_2\ell_1]} \quad (8)$$

Для определения параметров закона распределения вероятностей съема материала детали и износа инструмента для доводки (притира) проводились имитационные эксперименты, в которых радиусы шаровых сегментов моделей двух поверхностей, относительная скорость поверхностей, а также твердости и плотности материалов контактирующих поверхностей задавались с помощью датчика псевдослучайных чисел нормального закона. В ре-

зультате проверки с помощью критерия Колмогорова-Смирнова установлено [9], что гипотеза о нормальной функции распределения вероятностей выходных переменных не может быть отвергнута (при уровне значимости 5%).

Значения основных переменных модели заданы в таблице 4.

Проверка адекватности

Проверка адекватности выполнена с помощью критерия [3] оценки для малых выборок. Сравнение (таблица 1) значений выходной переменной ММ и предельных значений выходной переменной оригинала подтверждает наличие адекватности.

Таблица 1

Варианты экспериментов	Выходная переменная модели	ξ_{\max}	ξ_{\min}
1	0.01	0.02412	0.00118
2	0.03	0.04412	0.01588
3	0.06	0.07824	0.03510
4	0.10	0.11823	0.07510
5	0.15	0.18887	0.11780

Для количественной оценки соответствия использован [7] интегральный (учитывающий две основные выходные переменные) показатель (9):

$$\Delta_{\Sigma} = \left(\left| \frac{R_z^{\text{э}} - R_z^{\text{п}}}{R_z^{\text{э}}} \right| + \left| \frac{G_n^{\text{э}} - G_n^{\text{п}}}{G_n^{\text{э}}} \right| \right) \cdot 100, \tag{9}$$

где $R_z^{\text{э}}$ и $G_n^{\text{э}}$, $R_z^{\text{п}}$ и $G_n^{\text{п}}$ - величины шероховатости и съема, полученные при натурном и имитационном экспериментах, соответственно.

Сравнение значений показателя (9) с помощью критерия [3] проверки соответствия для малых выборок (таблица 2) подтверждает наличие адекватности.

Таблица 2.

Варианты экспериментов	Выходная переменная модели	ξ_{\max}	ξ_{\min}
1	2.99458	3.031	2.749
2	3.06402	3.101	2.819
3	2.23457	2.271	1.989
4	2.88934	2.921	2.639

Разработанные математические модели используются для определения оптимальных конструктивных особенностей и технологических условий применения оснастки для финишной обработки прецизионных отверстий деталей гидравлического привода металлургических машин.

Разработка конструкторских и технологических предложений

Для доводки глубоких (отношение длины к диаметру более 5) прецизионных цилиндрических отверстий (точность размеров на уровне 6-7 квалитетов, погрешность формы отверстий 1-3 мкм, шероховатость $R_a=0.16...0.02$ мкм) предложена [4] новая технологическая оснастка (рис. 4). В состав оснастки входят притир (инструмент) и механизм для разжима притира.

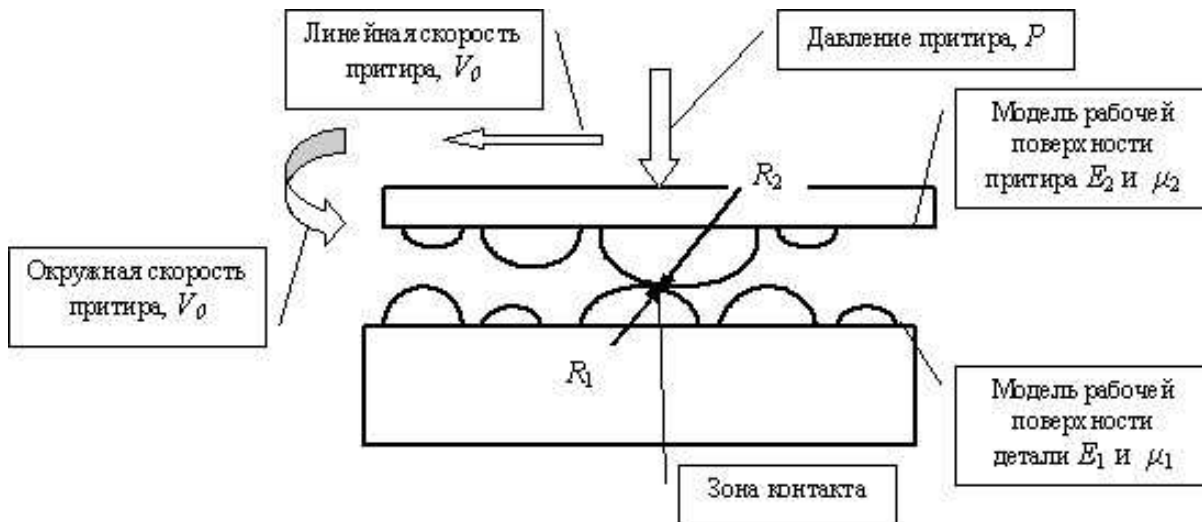


Рисунок 3 - Упрощенная схема контактного взаимодействия

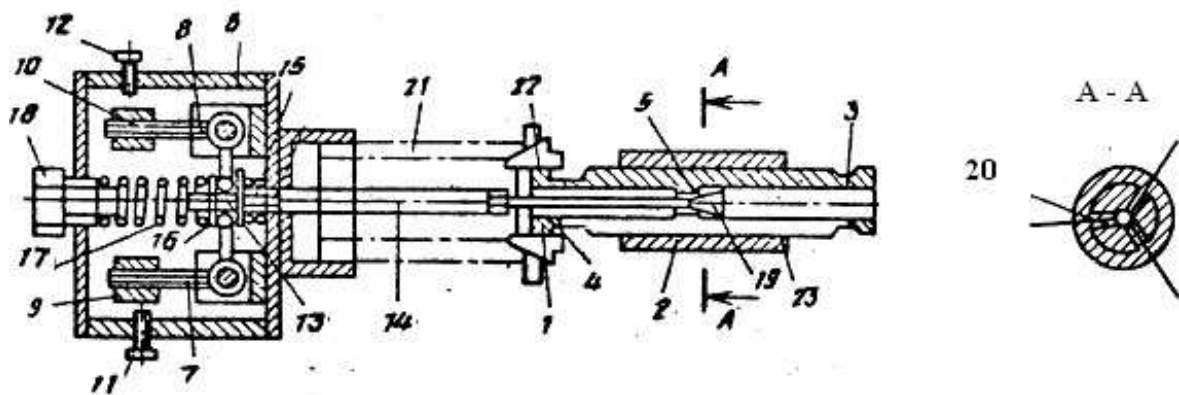


Рисунок 4 - Технологическая оснастка для доводки глубоких прецизионных отверстий: 1 – притир; 2 – рабочий участок притира; 3, 4 – деформируемые участки притира; 5 – выступ в притире; 6 – корпус; 7, 8 – поворотные рычаги; 9, 10 – грузы; 11, 12 – регулировочные ограничители; 13 – втулка; 14 – тяга; 15, 17 – пружины; 16 – выступ на тяге; 18 – регулировочный винт; 19 – конус тяги; 20 – продольные пазы; 21 – шпиндель; 22 – зажим; 23 – обрабатываемая деталь

Корпус механизма для разжима притира может быть установлен на шпинделе 21 токарного станка (не показан), а на противоположном конце шпинделя с помощью зажима 22 установлен притир 1. Обрабатываемая деталь 23 закреплена, например, на суппорте токарного станка. Перед началом работы в устройстве производят регулировку положения грузов 9, 10

на рычагах 7, 8, сжатие, пружин 15, 17 и ограничителей, исходя из условий обеспечения заданного усилия прижима. С помощью коробки скоростей токарного станка задается скорость вращения шпинделя с притиром.

При включении вращательного движения шпинделя технологическая оснастка приводится в рабочее состояние. Под действием сил инерции грузы 9, 10 перемещают рычаги 7, 8, доводя их до контакта с ограничителями 11, 12, при этом тяга 14 перемещается вдоль оси и конус 19 тяги 14 разжимает притир 1, создавая заданное усилие прижима к обрабатываемой детали 23, величина которого определяется положением регулировочных ограничителей 11, 12 и скоростью вращения шпинделя 21. Наличие ограничителей 11, 12 позволяет поддерживать постоянное усилие прижима, не зависящее от скорости вращения шпинделя 21, после приведения грузов 9, 10 в контакт с ограничителями 11, 12. Притир 1 приводится во вращение от шпинделя 21, от которого крутящий момент передается к притиру 1 с помощью зажима 22. Возвратно-поступательное движение детали обеспечивается механизмом продольной подачи с реверсированием хода или с помощью специальных приспособлений.

Абразивные частицы, закрепленные на рабочих поверхностях 2 притира 1, осуществляют резание обрабатываемой поверхности по всей длине отверстия со стабильными и одинаковыми условиями обработки. Благодаря предлагаемому соотношению жесткостей деформируемых 3, 4 и рабочей 2 частей притира 1 (жесткость рабочей части не менее, чем в 5 раз больше жесткости деформируемых частей) при разжипе притира 1 образующая рабочей части 2 имеет минимальные погрешности формы и положения, что в сочетании со стабильными условиями обработки обеспечивает высокое качество доводки отверстий.

Абразивные инструменты (притиры), которые применяются для доводки глубоких прецизионных отверстий, сами должны соответствовать высоким требованиям. Одним из основных требований к качеству притиров является их износостойкость, которая, в частности, определяется надежности закрепления абразивных частиц на режущей части притира. Для получения качественных притиров предложен [5] способ изготовления абразивных инструментов и технологическая оснастка для его реализации (рис. 5).

Способ получения абразивного слоя на рабочей поверхности инструмента заключается в том, что предварительно изготовленный (из стали или чугуна) корпус инструмента 1 (рис. 5) размещают в центрах приводного механизма (не показан) и придают ему вращательное движение. Искровое (разрядное) устройство 2 размещают на суппорте приводного механизма и придают ему поступательное движение, кинематически согласованное с вращением корпуса. В качестве электрода 3 разрядного устройства служит стержень цветного металла (например, медь). К электроду 3 и корпусу инструмента 1 подключают генератор электрических импульсов. При вращении корпуса инструмента 1 на рабочую поверхность 4 инструмента 1 наносят слой меди 5 электроискровым методом. В результате на поверхности

инструмента создается слой меди толщиной 20-30 мкм, имеющий развитый рельеф.

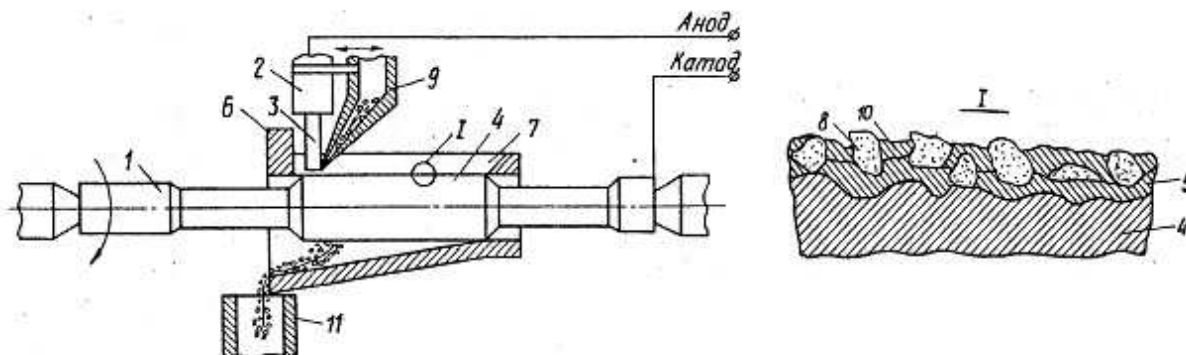


Рисунок 5 - Технологическая оснастка для изготовления притиров для доводки глубоких прецизионных отверстий: 1 – корпус притира; 2 – искровое устройство; 3 – электрод; 4 – рабочая поверхность притира; 5 – слой меди (первичный); 6 – обечайка; 7 – прорезь; 8 – абразивные частицы; 9 – подающее устройство; 10 – слой меди (вторичный); 11 – накопитель

После такой предварительной обработки на поверхность слоя меди подаются абразивные частицы (например, алмазные зерна), которые задерживаются во впадинах микрорельефа. Для этого рабочую поверхность 4 инструмента 1 размещают в обечайку 6 с продольной осевой прорезью 7, в межэлектродное пространство подают абразивные частицы 8 с помощью подающего устройства 9. Электроискровая обработка, осуществляемая одновременно с подачей алмазных зерен, обеспечивает их закрепление, создавая рабочий слой инструмента. Электрические разряды происходят прежде всего между ближайшими точками двух электродов, т.е. вершинами неровностей. При разряде происходят локальное повышение температуры и направленный перенос металла анода, который сопровождается интенсивными локальными деформациями поверхности катода (изготавливаемого инструмента). При этом разогретый материал выступов, окружающих впадины, где располагаются алмазные зерна, деформируется (сминается) и происходит закрепление («зачеканивание») зерен во впадинах. Незакрепленные абразивные частицы 8 по наклонной части обечайки 6 направляются в накопитель 11 для повторного использования. Многократное повторение таких элементарных актов приводит к получению абразивного слоя на всей поверхности изготавливаемого инструмента. Абразивные частицы в слое располагаются на нескольких уровнях, надежно закреплены и обеспечивают большую износостойкость инструмента (притира).

Оптимизация конструктивно-технологических параметров

Целью решения задачи оптимизации является определение конструктивных параметров технологической оснастки, обеспечивающих стабильное качество обработки глубоких прецизионных отверстий, которое может быть достигнуто, если образующая рабочей части притира остается прямолинейной и параллельной оси притира при обработке и в процессе регулирования

усилия прижима (рабочей части притира к обрабатываемой поверхности). Показателем степени непрямолинейности и непараллельности образующей рабочей части притира может служить (разд. 3.3) безразмерная величина, равная отношению разности прогибов в месте приложения силы $V(l-2 \cdot l_1)/2$ и в начале рабочего участка $V_1(l_1)$ к максимальному прогибу (под силой) $V(l-2 \cdot l_1)/2$, которую естественно принять в качестве критерия оптимизации.

$$T = \frac{[V(l-2 \cdot l_1)/2] - V_1(l_1)}{V(l-2 \cdot l_1)/2} \cdot 100\% \Rightarrow \min.$$

Для решения задачи оптимизации использованы [7] планируемые имитационные эксперименты (реализованные на ЭВМ) с математической моделью притира. В качестве плана проведения имитационных экспериментов принята j реплики вида 2^{5-2} с генерирующими соотношениями вида:

$$X_4 = X_1 \cdot X_3; X_5 = X_2 \cdot X_3,$$

где $X_1 \dots X_5$ – условные обозначения оптимизируемых факторов.

Для построения регрессионных полиномов проводились расчеты в соответствии с матрицей планирования для областей начальных значений параметров, приведенных в таблице 3. Построенные линейные регрессионной модели адекватны (при уровне значимости 5%) и имеют значимые коэффициенты регрессии. В качестве исходного варианта сочетаний факторов при оптимизации выбрана строка таблицы 3, соответствующая наименьшему значению критерия. Последовательная оптимизация проведена с установленными шагами (таблица 3). Сочетание значений параметров:

$$l_1=60 \text{ мм}; l_2=100 \text{ мм}; l_3=60 \text{ мм}; b=10 \text{ мм}; H_1=0.8 \text{ мм}; H_2=3.5 \text{ мм}$$

обеспечило значение критерия оптимизации 0.05%. Дальнейшее изменение параметров нецелесообразно, так как увеличение высоты рабочего участка ограничено размером обрабатываемого отверстия, а уменьшение толщины стенки H_1 деформируемого участка и увеличение длин l_2 и l_3 деформируемых участков невозможно из-за трудно реализуемого стабильного изготовления притиров с такими параметрами. Поэтому достигнутое сочетание параметров притира можно рассматривать как оптимальное (близкое к оптимальному).

Рассмотрим задачу оптимизации режимов финишной обработки цилиндрической детали. Материал детали – сталь 30ХЗВА, материал притира – серый чугун, абразив – алмазная паста.

В качестве критерия оптимизации примем величину съема материала с детали L_{dem} . Оптимизируемыми параметрами являются диаметр абразива d , давление притира P , линейная скорость V_l и окружная скорость V_o . При решении задачи необходимо учитывать ограничения на износ и шероховатости и притира и детали.

Таблиця 3

Уровни фак- торов	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₅	T, %
	l ₁ , мм	l ₂ , мм	b, мм	H ₁ , мм	H ₂ , мм	
Верхний	50	140	9	1,1	3,4	
Нижний	40	100	8	0,9	2,9	
Интервал	5	20	0,5	0,1	0,25	
Матрица пла- нирования	+	+	+	+	+	2,91
	+	-	+	+	-	58,7
	-	+	+	-	+	0,13
	-	-	+	-	-	5,18
	+	+	-	-	-	2,46
	-	+	-	+	-	0,37
	+	-	-	-	+	43,1
-	-	-	+	+	6,74	
Коэффициен- ты регрессии	-13,6	11,9	-1,94	2,16	-1,66	15,0
Шаг движения	5	-10	0,25	-0,02	0,025	
Движение по градиенту	40	140	9	0,9	3,4	0,13
	45	130	9,25	0,88	3,42	0,13
	50	120	9,5	0,86	3,44	0,10
	55	110	9,75	0,84	3,46	0,08
	60	100	10	0,82	3,48	0,05

Задача оптимизации формулируется в следующем виде:

$$L_{\text{дет}}(d, P, V_l, V_0) \rightarrow \max$$

$$L \leq 0,2 \text{ мкм};$$

$$R_a \leq 0,32 \text{ мкм (притир)};$$

$$R_a \leq 0,16 \text{ мкм},$$

где L – линейный износ притира в направлении, перпендикулярном рабочей поверхности притира;

R_a – среднее арифметическое отклонение профиля поверхностей притира или деталей.

В таблице 4 приведены области начальных значений параметров для цилиндрической детали.

В качестве плана проведения имитационных экспериментов принята реплика вида 2^{4-1} с генерирующим соотношением вида

$$X_4 = X_1 X_2 X_3.$$

Здесь $X_1 - X_4$ – условные обозначения соответственно d, P, V_0, V_l .

В таблицах приведены результаты расчета съема материала с поверхностей цилиндрической детали для различных сочетаний параметров с помощью модели и коэффициенты линейной регрессии.

Анализ коэффициентов регрессии показывает, что наибольшее влияние на критерий оптимизации оказывают диаметр абразива d и окружная скорость V_0 . Влияние силы прижима P и линейной скорости V_l мало и им можно пренебречь. Для увеличения съема детали требуется увеличить диаметр абразива d и окружную скорость V_0 .

Таблица 4

Факторы	d , мкм	P , Н	V_d , м/с	V_0 , м/с	$L_{дет}$, $г \cdot 10^{-3}$	L , мкм	R_a , мкм	R_a , мкм
Верхний	4	25	0,015	0,3			деталь	при- тир
Нижний	2	5	0,005	0,1				
Интервал	1	10	0,005	0,1				
Матрица планирования	+	+	+	+	0,923	2,12	0,17	0,28
	+	+	-	-	0,274	2,14	0,14	0,26
	+	-	+	-	0,946	2,09	0,17	0,24
	-	+	+	-	0,161	1,07	0,14	0,17
	+	-	-	+	0,713	1,11	0,16	0,20
	-	-	+	+	0,0597	0,99	0,09	0,22
	-	+	-	+	0,0024	0,97	0,08	0,23
-	-	-	-	0,0022	0,94	0,06	0,23	
Коэффициен- ты регрессии	2,63	- 0,35	0,315	1,10				
Движение по градиенту	2			0,3	0,161	1,07	0,114	0,17
	2,4			0,35	0,327	1,32	0,145	0,19
	2,8			0,4	0,524	1,54	0,152	0,21
	3,2			0,45	0,718	1,69	0,156	0,22
	3,6			0,5	0,889	1,78	0,160	0,23
	4			0,55	0,954	1,81	0,164	0,24

В качестве исходного варианта выберем строку таблицы 4 соответствующую наибольшему съему L (при выполнении всех ограничений). Такой строкой таблиц является 4-я строка. Результаты оптимизации приведены в таблице 4 для цилиндрической детали.

В результате решения задачи оптимизации установлено, что при доводке цилиндрических деталей оптимальное сочетание технологических параметров следующее (таблица 5):

Таблица 5

Диаметр абразива, мкм	3-3,6
Окружная скорость, м/с	0,4 – 0,5
Усилие прижима, Н	5 – 25
Линейная скорость, м/с	0,005 – 0,015

Ограничения на износ притира и величину шероховатости детали выполняются.

Экспериментальная проверка конструктивно-технологических решений

Целью экспериментов является проверка правильности результатов теоретических исследований и принятых конструктивных решений. В частности, основное значение для качества обработки прецизионных глубоких отверстий имеет обеспечение условий, при которых отклонение от прямолинейности образующей рабочей части притира минимально. Это достигается применением специальной конструкции притира [4], который имеет рабочую часть и симметрично расположенные деформируемые части, при-

чем жесткость деформируемых частей не менее, чем в 5-6 раз меньше жесткости рабочей части. При оптимизации теоретически было доказано, что минимальное отклонение от прямолинейности достигается именно при таком соотношении жесткостей.

Исследование выполнялось путем регулируемого деформирования опытного образца притира с помощью специальной экспериментальной установки (рис. 6), которая состоит из следующих основных частей. На подвижном основании 8, установлены прижимной центр 3 и делительная головка 4, служащая для поворота притира 1 на необходимый угол. В осевое отверстие притира введена тяга 5, жестко соединенная с регулировочным болтом 6, положение которого регистрируется с помощью индикатора 7. Величина деформации притира задавалась осевым перемещением болта 6 (при его повороте) и измерялась индикатором 2. Контроль деформаций каждого участка притира обеспечивался перемещением основания 8 относительно неподвижного индикатора 2.

Эксперименты выполнялись по следующей методике:

На каждой из 3-х частей притира выбрано одинаковое количество участков для измерения деформации на равном расстоянии друг от друга.

Притир устанавливается в экспериментальном устройстве таким образом, чтобы один из лепестков притира располагался в зоне измерения индикатора 2.

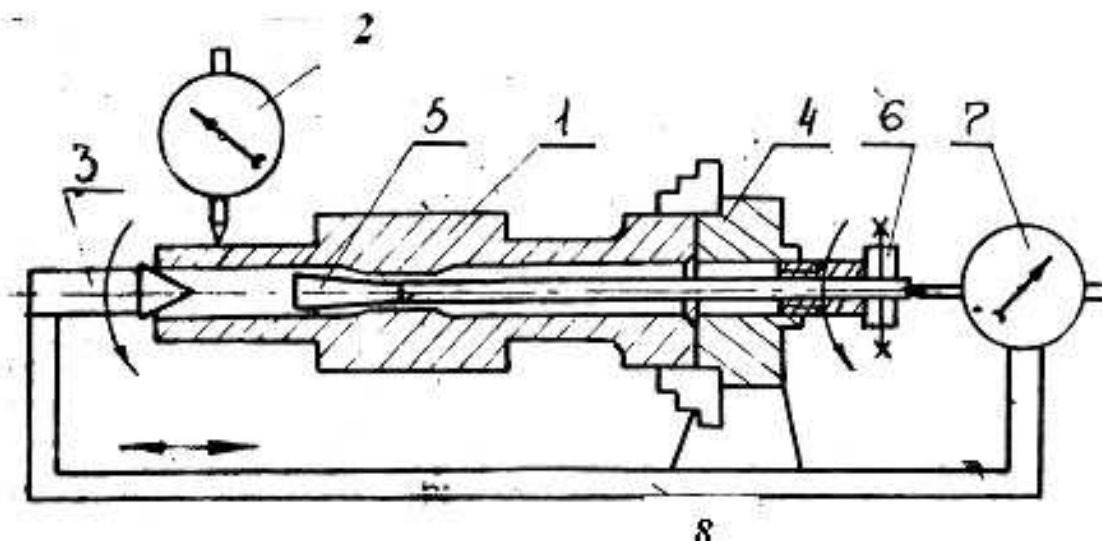


Рисунок 6 - Экспериментальная установка для измерения деформации притира

В отверстие притира вводится деформирующая часть тяги 5.

Задается начальное положение для измерений (с помощью подвижного основания 8 устанавливалась начальная точка осевого отсчета, а с помощью регулировочного болта 6 – нулевое положение индикатора 7, соответствующее недеформируемому состоянию притира).

Устанавливается (вращением болта 6) перемещение тяги 5, равное 1мм.

Измеряется деформация лепестка притира в выделенных точках с помощью индикатора 2 (при этом осевое перемещение притира изменяется с помощью подвижного основания 8). В каждой точке измерения повторяются трижды и усредняются.

Пункты 4-6 повторяются для всех лепестков притира.

По средним данным построены эпюры деформации лепестков притира при разных степенях его разжатия (рис. 7).

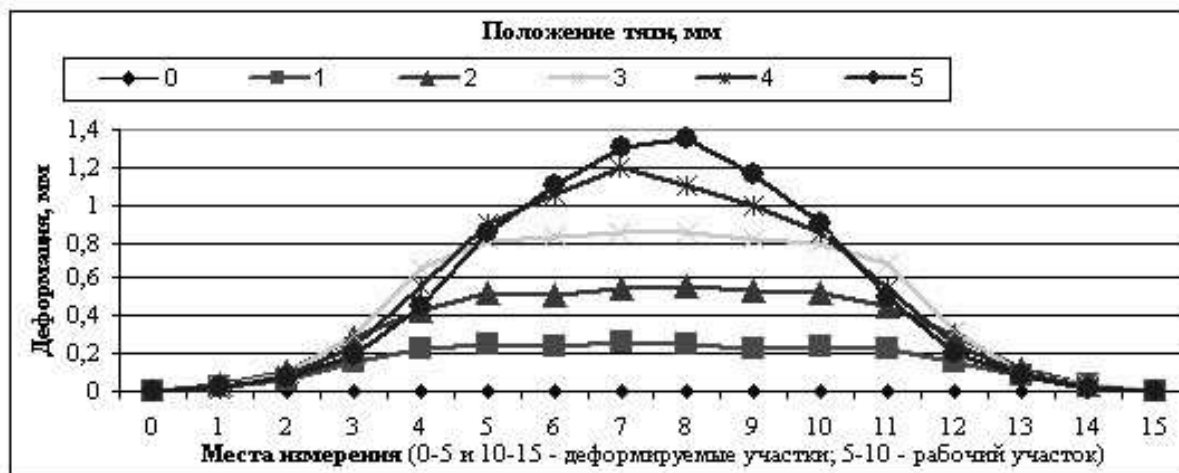


Рисунок 7 - Эпюры деформаций участков притира

Характер и соотношение степени деформации участков притира (рис. 7) подтверждают, что в основном деформации сосредоточены на первом и третьем участках; на втором участке деформации минимальны. Для количественной оценки степени деформации участков притира (как и ранее в разд. 5.1) выберем тангенс угла наклона касательной к деформированной образующей участка к оси притира. Значения тангенсов углов рассчитаны (таблица 6) для двух зон с максимальной интенсивностью деформации (рис.7) на каждом участке.

Таблица 6

Сечение мм	I участок		II участок		III участок	
	1	2	1	2	1	2
1	0,048	0,095	0,022	0,019	0,089	0,060
2	0,114	0,220	0,024	0,022	0,157	0,195
3	0,183	0,230	0,010	0,011	0,191	0,201
4	0,190	0,231	0,029	0,032	0,201	0,228
5	0,242	0,301	0,047	0,098	0,207	0,220

Значения тангенсов угла наклона на рабочем участке в 5-10 раз (таблица 6.2) меньше соответствующих величин на деформируемых участках. Это означает, что наиболее интенсивная деформация происходит на деформируемых участках, а рабочая часть деформируется меньше. Однако при больших величинах осевого смещения разжимающей тяги степень деформации рабочей части приближается к степени деформации первого и третьего участков (меньше в 2 раза). Поэтому следует ограничивать рабочий диапазон осевых смещений разжимающей тяги величиной не более 3 мм.

Экспериментально установлено, что характер деформации притира соответствует результатам, полученным теоретически, и, следовательно, будет обеспечивать качественную обработку глубоких прецизионных отверстий.

Для проверки работоспособности притира и устройства для доводки глубоких прецизионных отверстий (см. разд. 4.2) проведена обработка партии (10 шт.) деталей гидравлического распределителя. Контроль шероховатости поверхности, а также погрешности формы обработанного отверстия (нецилиндричности и овальности), выполненный с помощью специального измерительного устройства MAUSER, показал, что технологическая оснастка обеспечивает стабильное получение параметров отверстий в соответствии с требованиями чертежа ($R_a = 0.16$ мкм, погрешность формы 2 мкм).

Внедрение конструктивно-технологических решений

Использование разработанной технологической оснастки и условий ее применения на машиностроительном предприятии (Южном машиностроительном заводе) при изготовлении прецизионных деталей гидравлической аппаратуры позволило повысить стабильность получения необходимых характеристик обработки.

3. Выводы

Комплексный подход к решению технических и технологических задач включает последовательно выполняемые действия:

- целеполагание;
- математическое моделирование;
- разработка конструкторских и технологических предложений;
- оптимизация конструктивно-технологических параметров;
- экспериментальная проверка;
- внедрение оптимальных конструктивно-технологических решений.

ЛИТЕРАТУРА

1. Праздников А.В. Гидропривод в металлургии. – М.: Металлургия, 1973. – 336с.
2. Ясев А.Г. Конструктивно-технологические особенности деталей гидромашин // Сборник научных трудов Национальной горной академии Украины. – Днепропетровск: - 2002. - №13, том 3. - с. 159-162.
3. Ясев А.Г. Соответствие математических моделей и технологических процессов в металлургии и машиностроении. - Днепропетровск: Днепр-VAL, 2001. - 237 с.
4. А. с. № 1458183 СССР, МКИ В 24 В 33/08. Устройство для обработки прецизионных отверстий / В.Н. Морозенко, А.Г. Ясев, Е.Л. Клячко, Т.Ю. Радзиховская, В.А. Бойко, В.И. Нечипоренко, Е.И. Каменский (СССР). - №4153161/ 31-08; Заявлено 15.10.88; Оpubл. 15.02.89, Бюл. №6. - 3 с.
5. А. с. № 1611723 СССР, МКИ В 24 D 18/00. Способ изготовления абразивного инструмента / В.Н. Морозенко, А.Г. Ясев, Н.А. Мололкин (СССР). - №4496195/31-08; Заявлено 04.07.88; Оpubл. 07.12.90, Бюл. №45. - 3 с.
6. Физико-математическая теория процессов обработки материалов и технологии машиностроения / Под общей редакцией Ф.В. Новикова и А.В. Якимова. В де-

сяти томах. - Т. 8: «Оптимизация технологических процессов в машиностроении» - Одесса: ОНПУ, 2004. - 509 с.

7. Оптимизация параметров притира для доводки глубоких прецизионных отверстий / В.Н. Морозенко, А.Г. Ясев, Т.Ю. Радзиховская, Н.А. Мололкин // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. - 1989. - №3. - С. 142-146.
8. Имитационное моделирование процесса обработки потоком абразивных частиц / А.Е. Проволоцкий, А.Г. Ясев, В.С. Гришин, И.А. Маринченко // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. - 1987. - №4. - С. 112-117.
9. Ясев А.Г. Прогнозирование надежности и оптимизация параметров элементов гидропривода металлургических машин // Системные технологии. -2002. - №6 (23).- С. 140-147.

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА ШИХТЫ И ПАРАМЕТРОВ ПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧУГУНА

С учетом многофакторности процесса получения литейных сплавов, в настоящих исследованиях приведены результаты изучения наследственной связи между видом используемой лигатуры и структурой чугуна, а также влияние процесса плавки и температуры перегрева на строение и свойства отливок.

З урахуванням багатofакторності процесу отримання ливарних сплавів, у наступних дослідженнях наведені результати вивчення спадковості зв'язку між видом лігатури, що використовується і будовою чавуну, а також вплив процесу плавлення та температури перегрівання на будову і властивості виливків.

In present investigations bring to results of study hereditary of binding between king using alloying composition and structure of cast iron, as well as influence of process smelting and temperature of overheating on structure and property of cast. Take into consideration many-factors of process receive of casting alloys.

Введение. При решении ключевого вопроса - повышения качества продукции применительно к литейному производству, необходимо учитывать комплекс многогранных и обширных задач: создание приоритетных технологий и совершенствование известных; снижение энергетических и материальных затрат; метрологическое и сертификационное обеспечение; создание новых организационных структур; улучшение экологии. Фундаментом высоких технологий могут служить только приоритетные научные направления, обеспечивающие требуемые свойства и качество, цену продукции при минимальном загрязнении среды. Свойства чугунов, как известно, определяются микро- и макроструктурой, формирующейся в процессе кристаллизации и графитизации при затвердевании. Структура чугуна определяется не только его составом и скоростью охлаждения отливок, но и жидким состоянием металла, которое зависит от температуры перегрева, условий модифицирования, состава и структуры исходных материалов.

Анализ состояния вопроса. В работах [1,2,3] сообщается, что современные представления о механизме наследственности, его роли в формировании воспроизводимых после переплава свойств чугуна, существующие методы внепечной обработки позволяют ставить и решать задачи обеспечения литейного производства конструкционными чугунами с требуемыми потребителю свойствами. Также рассмотрен подход к управлению качеством отливок из чугуна на основе современных представлений о строении и кристаллизации расплава металла. Произведен анализ структурной наследственности как фактора повышения качества литых изделий. Показаны области применения явления структурной наследственности при производстве отливок из чугуна как методы управления структурой и свойствами чугу-

на. Под структурной наследственностью понимают влияние размера, формы, характера распределения графитовых включений в чугуна исходной шихты на эти же характеристики в отливке.

Наибольшее внимание исследователи уделяют фиксации положительной наследственности, а именно – наследованию характера структуры шихтовых материалов через жидкое состояние.

Проанализировав состояние вопроса, можно уверенно говорить о наличии в шихте материальных носителей, вызывающих определенное изменение свойств в отливке или слитке. Так как многое зависит от условий плавки и кристаллизации отливки, наследственность в одних условиях можно и полезно использовать, а в других не следует возлагать на нее надежды. Это означает, что нежелательные явления наследственности можно нейтрализовать. В любом случае надо знать о ее характере, структуре исходных материалов и учитывать при разработке технологических процессов и в практической работе.

Известно большое влияние на кристаллизацию и графитизацию чугуна жидкого состояния металла, в частности температуры перегрева [4, 5]. Повышение температуры перегрева жидкого чугуна приводит к заметному размельчению графита, что связано с увеличением переохлаждения. Вместе с тем возрастает тенденция к кристаллизации графита в дендритной форме, и тем в большей степени, чем выше перегрев чугуна и меньше содержание углерода в нем. Перегрев действует в том же направлении, что и понижение содержания углерода, и увеличение скорости охлаждения.

Целью настоящего исследования являлось изучение наследственной связи между видом используемой лигатуры и структурой чугуна, а также влияние процесса плавления и температуры перегрева на строение и свойства отливок. Учитывая многофакторность процесса получения литейного сплава, настоящая работа является актуальной.

Методика исследований. Опытные плавки проведены на высокочастотной установке ВЧИ10-10/0,44. Масса единовременной загрузки $0,2 \pm 0,01$ кг. Время плавки в разогретом тигле 100 ± 10 секунд. Температуру металла в печи определяли термопарой Pt/Pt с записью на потенциометре КСП-4.

Химический состав исследуемого чугуна определяли при помощи оптического эмиссионного спектрометра с микропроцессорной системой управления и измерения «Поливак Е2000». Микроструктурный анализ чугуна опытных плавки проведен по стандартным методикам с помощью оптического микроскопа МИМ-8 (№ 59200). Абсолютная погрешность ± 1 при доверительной вероятности $P=0,5$. Микротвердость структурных составляющих измеряли на приборе ПМТ-3 (№ 59586) при нагрузке 0,49Н и увеличении $\times 485$. С точностью замера диагонали отпечатка индентора $\pm 0,07$ мкм. Твердость образцов исследовали методом Роквелла по глубине отпечатка, оставленного при вдавливании алмазного конуса с углом при вер-

шине 1200. За единицу твердости принята условная величина, соответствующая осевому перемещению наконечника на 0,002 мм.

Для оценки случайных величин, какими являются любые экспериментальные данные, использовали методы статистической обработки результатов, описанные авторами в предыдущих работах [6]. Для выявления структуры совокупности изучаемых данных, в качестве меры рассеивания, был использован размах вариации, то есть разница между наибольшим и наименьшим значениями признака.

Обсуждение результатов. Для исследования влияния наследственности, плавления и температуры перегрева на строение и свойства чугуна были проведены серии плавов на двух лигатурах, близкого химического состава, но с разной исходной структурой (табл.1).

Таблица 1

Результаты химического анализа лигатуры (железо остальное)

Тип лигатуры (обозначение)	C	Si	Mn	S	P
Лигатура № 1 (Л1)	3,70	2,10	0,71	0,030	0,05
Лигатура № 1 после плавления и перегрева до 1350°C (Л1П 1350°C)	3,65	2,15	0,69	0,025	0,05
Лигатура № 1 после плавления и перегрева до 1450°C (Л1П 1450°C)	3,60	2,13	0,69	0,025	0,05
Лигатура № 2 (Л2)	3,85	0,96	0,42	0,033	0,05
Лигатура № 2 после плавления и перегрева до 1400°C (Л2П 1400°C)	3,73	0,98	0,42	0,035	0,06

Сравнительные результаты металлографического анализа графитной составляющей исследуемых чугунов до и после плавления приведены в табл.2.

Микроструктура образца лигатуры Л1 представляет собой серый чугун с перлитно-ферритной матрицей и содержанием графита 10,88% (рис.1). Форма включений графита пластинчатая прямолинейная с длиной включений ПГд350 и с равномерным распределением (рис.1 а,б).

После плавления и перегрева до температуры 13500С получили чугун с 19,0% графита и перлитной металлической матрицей, участков с цементитом, ледебуритом и ферритом не более 0,5% по площади шлифа (рис.2). Графит достаточно однородный – форма включений пластинчатая завихренная Гф2, длина включений ПГд90, распределение включений неравномерное ПГр2.

После плавления и перегрева до температуры 14500С чугун содержит 9,6% графита и до 1,0% цементита по площади шлифа (рис.3), металлическая матрица состоит из перлита и феррита, ледебурит не выявлен. Графит характеризуется сочетанием разных форм, размеров и распределения включений (табл.2).

Сравнивая полученные результаты, можно сделать следующие выводы.

Количество графита изменяется нелинейно, в исходной шихте его 10,88%, при температуре нагрева 13500С – 19,0% (количество графита возрастает), при 14500С – 9,6% (заметно уменьшается).

Таблица 2

Сравнительные результаты характеристик графитной составляющей

Параметр	Л1	Л1П 13500С	Л1П 14500С	Л2	Л2П 14000С
Количество графита, %	10,88	19,0	9,6	3,65	3,16
Характеристика графита, % от занимаемой площади					
А. Форма включений	ПГф1-97,0 ПГф2-3,0	ПГф2-100,0	ПГф1-67,6 ПГф2-32,4	ПГф4-100,0	ПГф2-100,0
Б. Длина включений	ПГд350-94,5 ПГд180-5,5	ПГд90-100,0	ПГд90-23,5 ПГд180-76,5	ПГд45 до 30, остальное единичные включения	ПГд90 - 100,0
В. Распределение включений	ПГр1-97,0 ПГр3-3,0	ПГр2-100,0	ПГр1-35,3 ПГр2-11,8 ПГр3-17,6 ПГр9-35,3	ПГр9 до 35, остальное разрозненные гнезда	ПГр6-20,0 ПГр9-80,0

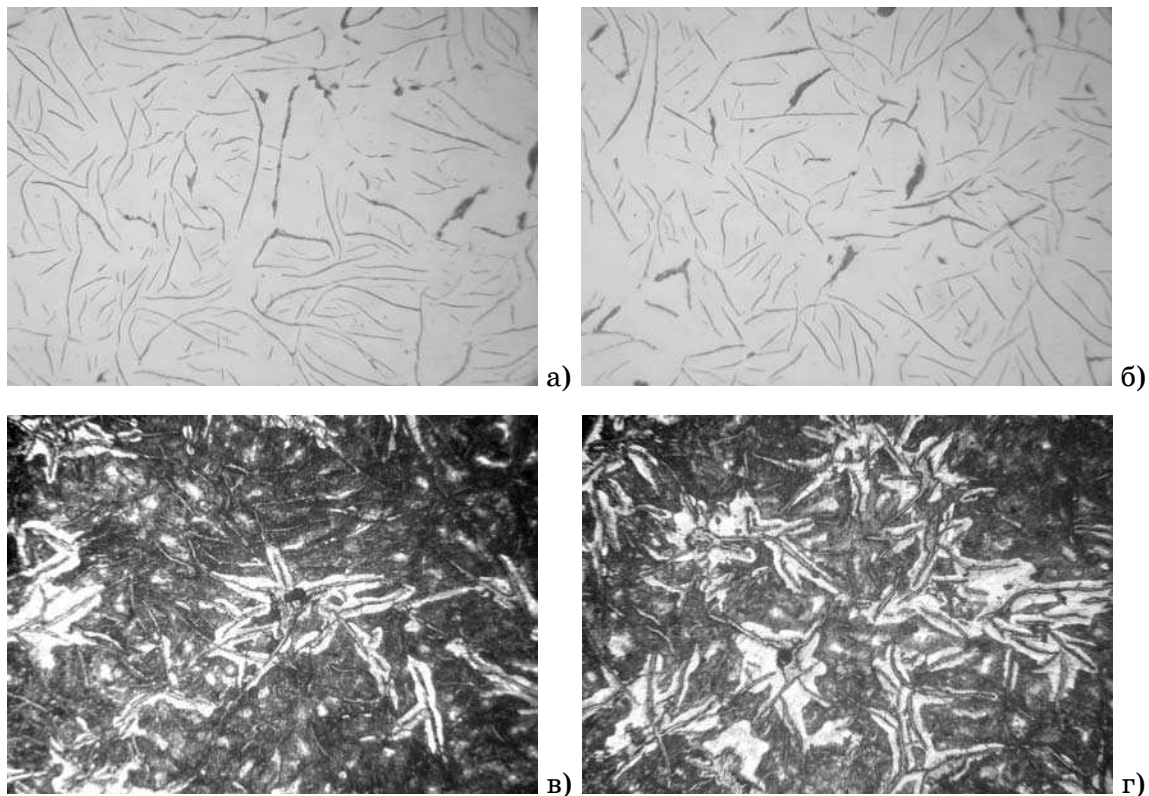


Рисунок 1 – Микроструктура образца лигатуры Л1: а, б – не травлено, в, г – травлено 4%-ным ниталем, увеличение x 150

Изменяются также и характеристики графита: если в исходной шихте он в основном пластинчатый прямолинейный, с протяженными пластинами и равномерным распределением, то при плавлении и нагреве до температуры 1350⁰С он становится пластинчатым завихренным, длина пластин уменьшается до ПГд90 и распределение становится неравномерным.

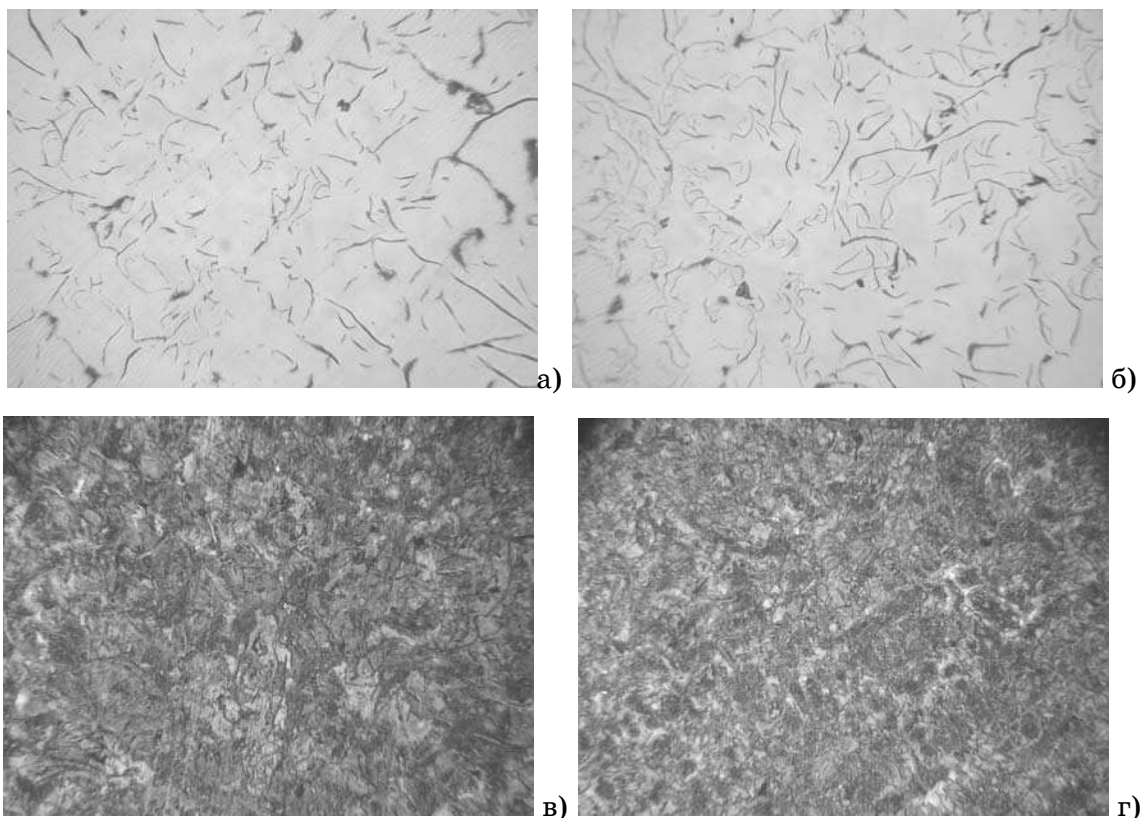
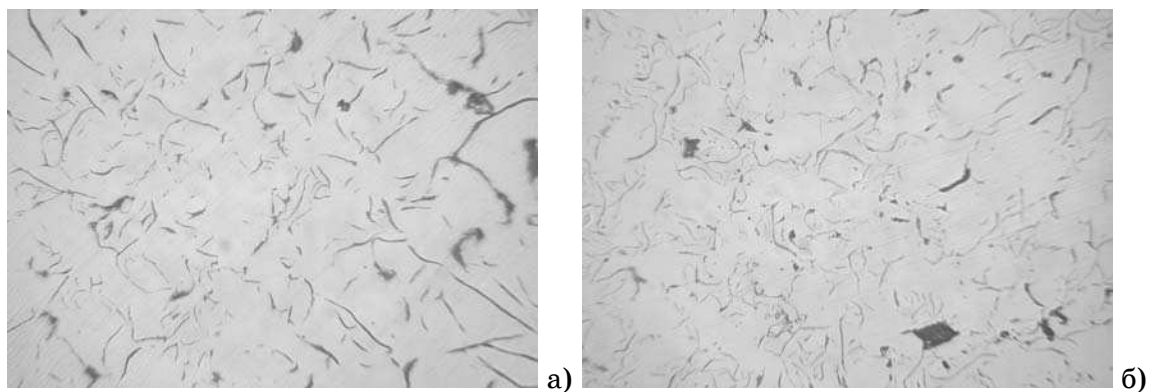


Рисунок 2 – Микроструктура образца Л1П 1350⁰С: а, б – не травлено, в, г – травлено 4%-ным ниталем, увеличение x 150

При плавлении и нагреве до 1450⁰С картина заметно меняется – имеются как пластинчатое (67,6%), так и завихренное (32,4%) распределение графита. Длина пластин, в общем увеличивается (табл.2), но она меньше, чем в исходной шихте. Наблюдается сочетание нескольких видов распределения графита - преобладают равномерное и междендритное пластинчатое, наряду с ними присутствуют участки с неравномерным распределением и колониями междендритного Г. Возможно увеличение температуры перегрева на 100⁰С и более интенсивное самопроизвольное кристаллообразование вызывают размельчение графита и кристаллизацию его в междендритной форме. Установлено повышение однородности структуры чугуна.



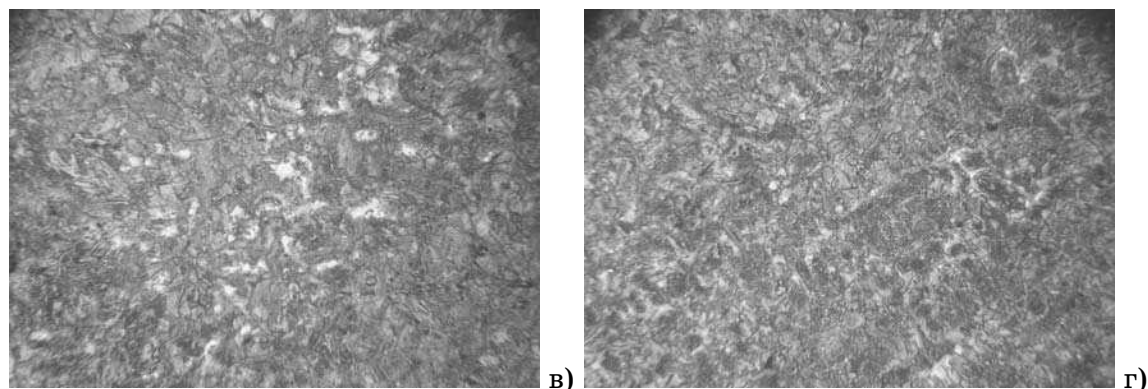


Рисунок 3 – Микроструктура образцов Л1П 1450⁰С: а, б – не травлено, в, г – травлено 4% -ным ниталем, увеличение x 150

Металлическая матрица исходного чугуна феррито-перлитная - 76,5% перлита и 12,62% феррита. После плавления и перегрева до 1350⁰С – матрица стала перлитной, небольшие фрагменты цементита, ледебурита и феррита занимали не более 0,5% по площади образца. После плавления и нагрева до 1450⁰С выявлена перлитная металлическая матрица с небольшими фрагментами вторичного цементита до 1,0% .

При более высокой температуре перегрева зерна перлита мельче, он становится однороднее.

Процесс плавки и температура перегрева чугуна оказывают влияние на характеристики структурных составляющих сплава, а значит и на свойства отливок.

Микроструктура образца лигатуры Л2 - это перлитно-цементитный белый чугун, в некоторых участках которого выделяется небольшое количество графита (3,65%, по массе), вокруг графита - зерна феррита ~ 2,0% (рис.4). Графит гнездообразный с междендритным пластинчатым распределением или точечный.

После плавления в высокочастотной индукционной печи и перегреве до температуры 1400⁰С структура отливок также изменилась. Количество графита уменьшилось на 0,49%, по массе (или на 13,4%). Форма включений из гнездообразной полностью стала пластинчатой завихренной, включения удлинились, единичные выделения больше не наблюдаются (рис.5 а,б). Распределение Г тоже изменилось: из разрозненных гнезд графита с 35% междендритного пластинчатого - он становится междендритным пластинчатым на 80% и сетчатым (20%).

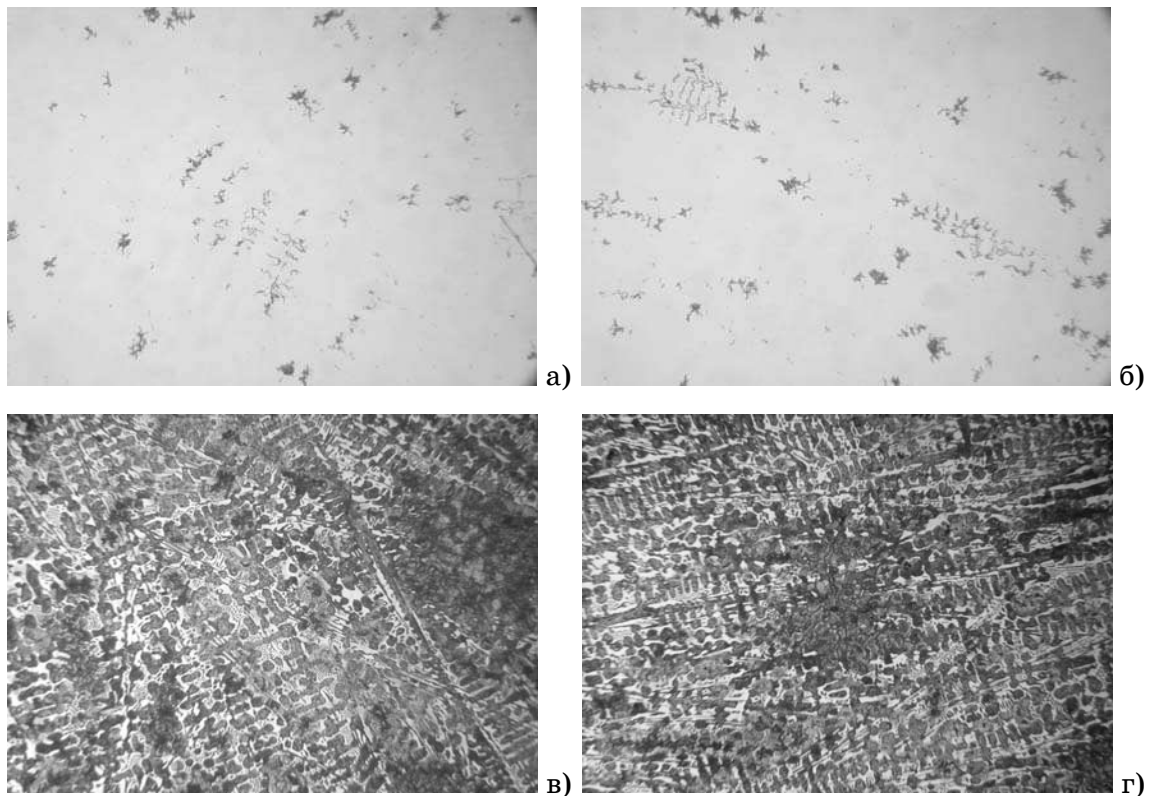


Рисунок 4 – Микроструктура образцов лигатуры Л2: а, б – не травлено, в, г – травлено 4% -ным ниталем,увеличение x 150

Металлическая матрица чугуна это перлит, цементит и ледебурит, феррит не обнаружен (рис.5 в,г).

В серии экспериментов с Л2 также обнаружено влияние процесса плавки металла на характеристики графита, состав и количественное соотношение структурных составляющих. Сравнительные результаты количественного металлографического анализа металлической матрицы всех исследуемых образцов приведены на рис.6. При оценке влияние исходной лигатуры, процесса плавки и перегрева на состав и количество структурных составляющих получены следующие результаты. После плавления отливки сохранили свои основные классификационные характеристики, так если Л1 изначально был серым чугуном, то таким он остался и после плавления; отливки же на базе Л2 сохранили в основном структуру белого чугуна. В изменении количественного соотношения структурных составляющих однозначных зависимостей не наблюдается. Хотя после плавления во всех слитках опытного чугуна не было феррита, а количество перлита всегда увеличивалось, но это требует дополнительных исследований.

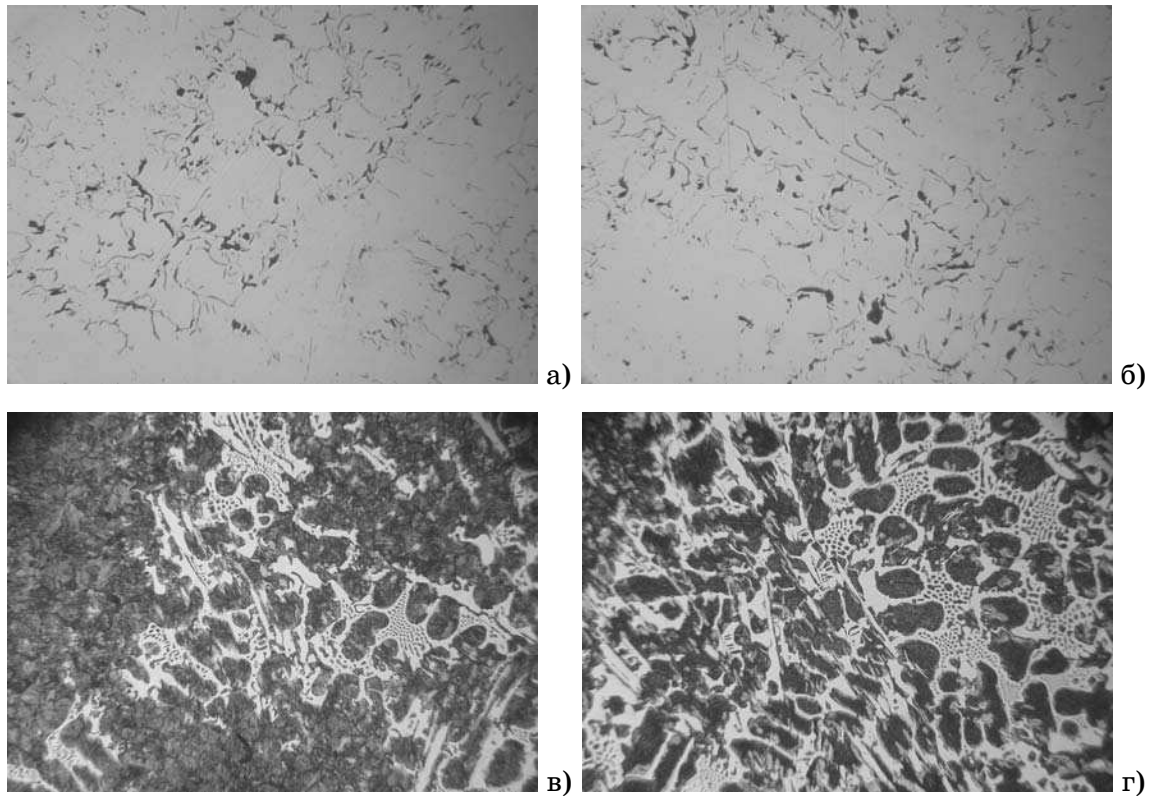


Рисунок 5 – Микроструктура образцов Л2П 1400⁰С: а, б – не травлено, в, г – травлено 4% -ным ниталем, увеличение x 150

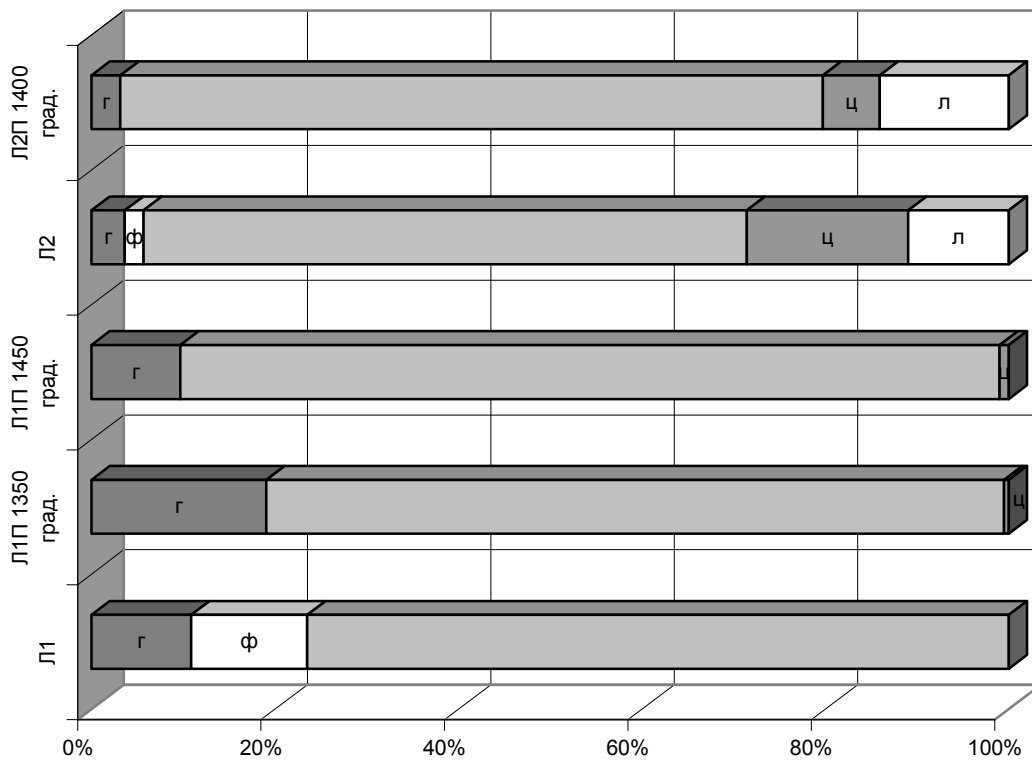


Рисунок 6 - Количество структурных составляющих в чугунах экспериментальных плавок: Г – графит, Ф – феррит, П – перлит, Ц – цементит, Л – ледебурит

Зато целиком закономерное влияние выявлено при изучении микротвердости структурных составляющих и твердости полученных отливок. На рис.7 и в табл.3 приведены результаты измерения микротвердости перлита, цементита и размах вариаций их значений (H_{μ} для других структурных составляющих не приводим, так как они получены не во всех образцах). После плавления микротвердость П и Ц увеличивается, при этом чем выше она была в исходной лигатуре, тем на более высоком уровне свойств остается.

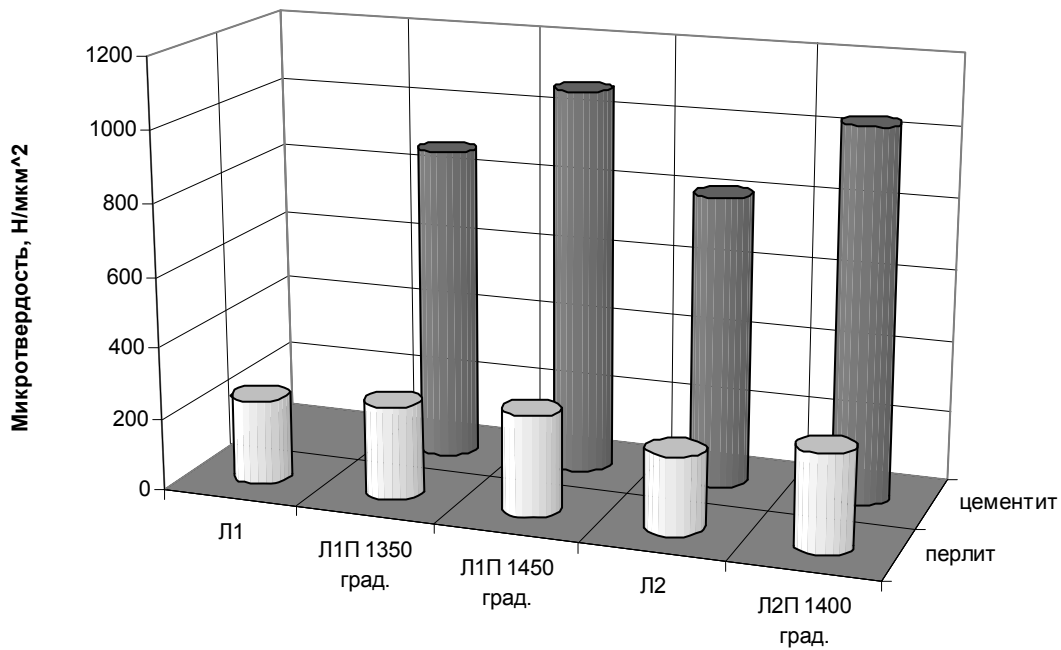


Рисунок 7 – Микротвердость перлита и цементита в опытном чугуने

Таблица 3

Размах вариаций значений микротвердости структурных составляющих опытных чугунов

Параметр	Л1	Л1П 1350 $^{\circ}$ С	Л1П 1450 $^{\circ}$ С	Л2	Л2П 1400 $^{\circ}$ С
Перлит	109	188	173	73	120
Цементит	-	188	173	311	321

Достоверность полученных результатов подтверждается анализом твердости опытных слитков. Во всех случаях твердость после плавления возрастает (рис.8).

При использовании Л1 перегрев до более высокой температуры вызывает большее повышение твердости. Необходимо отметить, что при плавлении и нагреве до 1350 $^{\circ}$ С твердость повышалась незначительно в сравнении с другими слитками и отличалась большим разбросом значений.

Исходная лигатура Л2 была более твердой и более высокая твердость сохранилась в отливках. Размах вариации при измерении твердости достаточно высокий (14 ед.) и сохраняется после плавления и перегрева (рис.8).

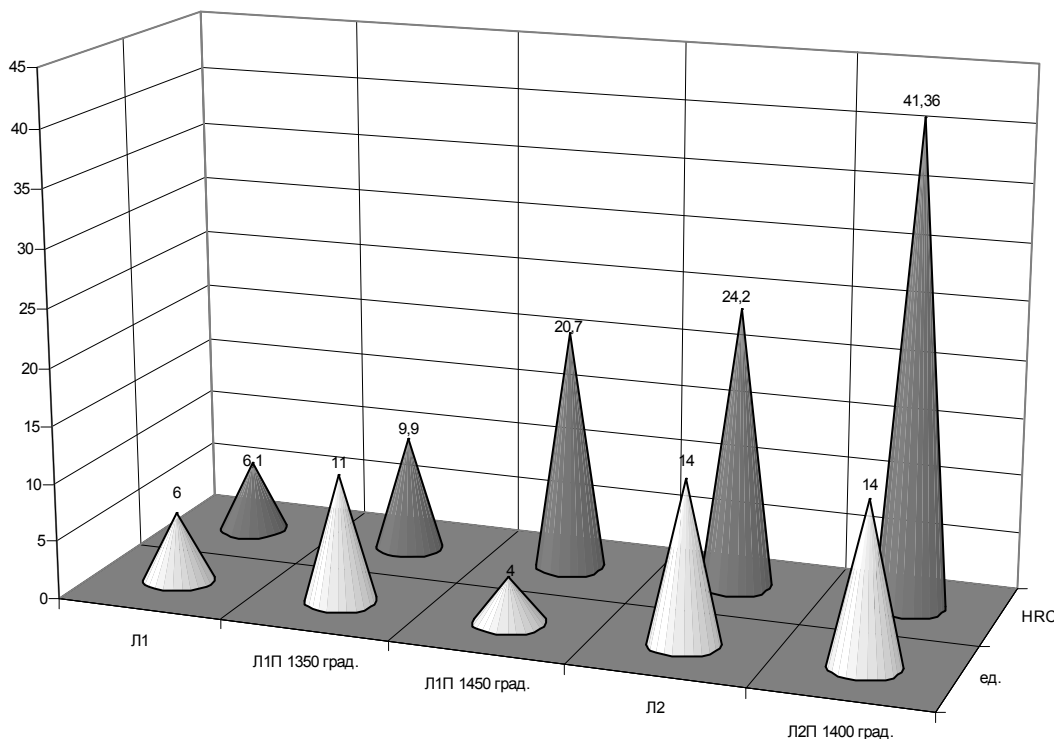


Рисунок 8 – Результаты измерения твердости образцов.

Выводы

1. После плавления отливки сохранили свои основные классификационные характеристики, если Л1 изначально был серым чугуном, то таким он остался и после плавления; отливки на базе Л2 также сохранили структуру белого чугуна. Это подтверждает, что переход из кристаллического состояния в жидкое не вызывает существенной перестройки структуры ближнего порядка промышленных металлов. Установлено, что скорости структурных преобразований в многокомпонентных расплавах невелики; расплавы характеризуются сохранением в течение длительного периода микроскопических упорядоченных областей.

2. Установлено, что температурные параметры, процесс плавки и исходная структура шихты оказывают влияние на количество и морфологию графита, а также на количественные характеристики структурных составляющих металлической матрицы. Поэтому генетику структуры и состав исходных шихтовых материалов, температурные параметры плавки необходимо учитывать при разработке технологических процессов и в практической работе по легированию и модифицированию чугунов.

3. После плавления микротвердость структурных составляющих увеличивается, при этом, чем выше она была в исходной лигатуре, тем на бо-

лее высоком уровне свойств и остается. Технология производства большинства литейных сплавов включает перегревы над точкой плавления до температур, значительно меньших температур разупорядочения структуры жидкости, поэтому сохраняется наследственность элементов структуры расплава, которые влияют на кинетику кристаллизации и свойства готовых отливок.

ЛИТЕРАТУРА

1. О наследственности чугунов / Писаренко Л.З., Лукашевич С.Ф. // Литейное производство. - 2002. - №7. - С.14-16.
2. Управление наследственностью структуры шихты и расплавов– важнейший резерв повышения качества отливок/ Никитин В.И. // Литейное производство. – 1988. - №9. – С.5-9.
3. О механизме образования жидких литейных сплавов и их наследственности/ Гаврилин И.В. // Литейное производство. – 1999. - №1. – С.10-12.
4. Чугун: Справ. изд./ Под ред. А.Д.Шермана и А.А.Жукова. М.: Металлургия, 1991. – 576 с.
5. Гиршович Н.Г. Чугунное литье. – М.: Металлургиздат.–1949. – 562 с.
6. Шаповалова О.М., Матвеева М.О. Влияние хрома на формирование графита в чугунах/ Ж. «Металловедение и термическая обработка металлов». – 2004. - № 4.- С.24-30.

УДК 621.74

В.Е.Хрычиков, Л.Х.Иванова, С.И.Решетняк, А.Ю.Хитько

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ НАГРЕВА И ПЛАВЛЕНИЯ МОДИФИКАТОРА В ОСЕВОЙ ЗОНЕ ЧУГУННОГО ПРОКАТНОГО ВАЛКА

Существующая номенклатура сплавов на основе железа для прокатных валков не в полной мере удовлетворяет потребности современной металлургии в материалах, сочетающих высокую износостойкость со способностью выдерживать ударные нагрузки и обладающих хорошими технологическими свойствами.

Проблема и ее связь с научными и практическими результатами

Модифицирование чугунов является эффективным способом повышения механических и эксплуатационных характеристик чугуна прокатных валков. Основной причиной, которая сдерживает широкое применение внутриформенного модифицирования в практике литейного производства, является нестабильность результатов, обусловленная недостаточной изученностью влияния их на процессы кристаллизации, структуру и свойства чугунов.

Анализ достижений и публикаций

С целью совершенствования процесса производства валков авторами [1, 2] впервые были разработаны алгоритмы и программа расчета на ЭВМ процессов затвердевания и охлаждения валков различных типоразмеров. Н.П.Котешов рекомендовал с целью изготовления валков с регламентированными служебными характеристиками, снижения легирующих элементов и сокращения цикла их производства организовать литье прокатных валков с регулируемым теплоотводом в литейной форме в период их затвердевания и последующего охлаждения, а также разработать эффективные способы модифицирования жидкой сердцевины валков в литейных формах.

Целью работы была разработка математической модели технологического процесса внутриформенного графитизирующего модифицирования легкоплавкими модификаторами и затвердевания литого валка в литейной форме.

Основные результаты

Для описания рассматриваемого вопроса было разработано четыре варианта физической модели процесса затвердевания чугунного прокатного валка в литейной форме. На рис. 1 приведена схема разных элементов собранной литейной формы: - рассматривается затвердевание расплава в шейке валка до и после ввода модификатора, а также литейная форма до заполнения расплавом (см. рис. 1, а, б, в); - рассматривается процесс образо-

вания рабочего слоя, в бочке вала, из чугуна базового состава, ввод модификатора и затвердевание осевой зоны отливки (см. рис. 1, г, д, е);

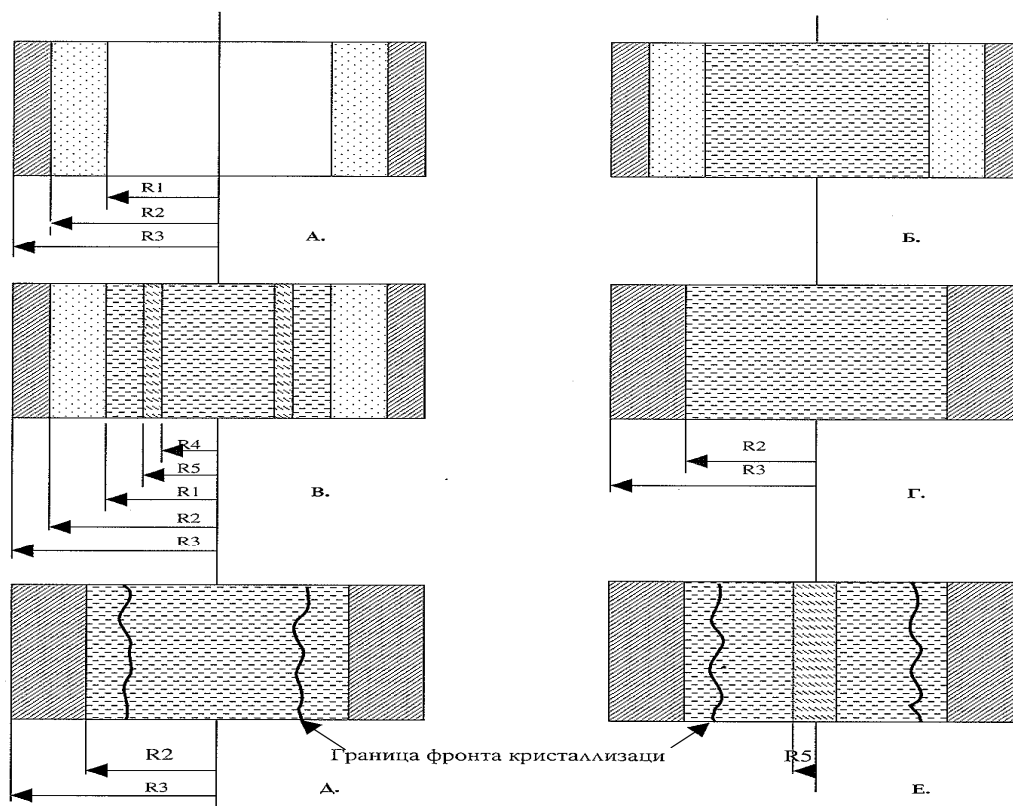


Рисунок 1 - Схема формы для литья вала на различных этапах моделирования: А - Исходные размеры шейки прокатного вала; Б - Этап заполнения формы в шейках отливки; В - Вариант погружения в расплав плавкого модификатора трубчатого сечения; Г - Этап заполнения формы в зоне бочки отливки; Д - Этап формирования рабочего слоя вала; Е - Момент ввода модификатора на штанге

В первой модели рассматривается затвердевание жидкого чугуна в шейке вала, покрытой песчано-глинистой формовочной смесью. Для этого случая принимаем следующие исходные условия: наружная часть формы (см. рис. 1, а) выполнена из серого чугуна с наружным радиусом R_3 и внутренним – R_2 . Внутренняя часть формы заполнена однородной формовочной смесью с внутренним радиусом R_1 .

Моделирование процесса заполнения литейной формы и прибыли вала (см. рис.1, б) производили при условии нахождения расплава в форме при постоянной температуре t_3 в течение заданного промежутка времени τ и отсутствия затвердевания металла на стенках формы.

Предполагался только прогрев формы при идеальных условиях контакта материала формы с жидким металлом.

Следующим этапом моделирования является погружение в расплав модификатора, отлитого в форме трубки с целью обеспечения максималь-

ной реакционной поверхности взаимодействия плавящегося модификатора и расплава (см. рис. 1, в) с внутренним и наружным радиусами R_4 и R_5 после выдержки необходимой для формирования рабочего слоя вала.

Начальная температура модификатора принимается равной t_x^0 .

Процесс затвердевания происходит в интервале температур ликвидус t_L – солидус t_s . В зависимости от исходных теплофизических параметров модификатор может расплавиться или оставаться в твердом состоянии. Окончанием процесса является полное затвердевание металла.

Во второй модели исходные условия первого этапа моделирования соответствуют этапам первой модели, приведенной выше (см. рис. 1, а, б).

Однако, рассмотрена возможность ввода модификатора после необходимой выдержки залитой формы (см. рис.1, в) до момента образования дендритных «мостиков» внутри шеек вала и прибыли.

В третьей модели рассматривается процесс образования рабочего слоя отливки в металлической части формы, где процесс теплоотвода и кристаллизации идет значительно интенсивнее и, следовательно, время процесса до образования дендритных «мостиков» через ось отливки при прочих равных условиях значительно меньше. Теплофизические константы и параметры расплава и формы принимаем такие же, как и для первых двух случаев, при этом в форме отсутствует слой песчано – глинистой смеси (см. рис. 1, д) и $R_1 = R_2$.

В четвертой модели рассматривается момент ввода модификатора в расплав со снятой теплотой перегрева и образовавшейся коркой заданной толщины на стенках кокиля, плавление модификатора и окончательное затвердевание всей отливки (см. рис. 1, е). При уменьшении радиуса R_4 до нуля моделируется процесс модифицирования легкоплавким модификатором, отлитым в форме цилиндра не имеющего внутреннего отверстия.

Для описания процесса теплообмена в рассмотренной выше системе (с учетом фазовых превращений) использовали подход, основанный на изучении метода энтальпии [3]. Были сформулированы уравнения теплопроводности, начальные и граничные условия для различных элементов формы.

Для решения поставленной задачи использовали метод конечных разностей. Построение разностных уравнений выполняли с помощью метода интегральных тепловых балансов [4].

Каждый элемент расчетной области разбивается на элементарные объемы (рис. 2). Шаг разбиения постоянный внутри каждого элемента, но разный для расплавов, модификатора, смеси и формы. Внутри каждого элементарного объема вводится узел, к которому относятся все его теплофизические параметры. Число узлов N выбирается отдельно для каждого элемента.

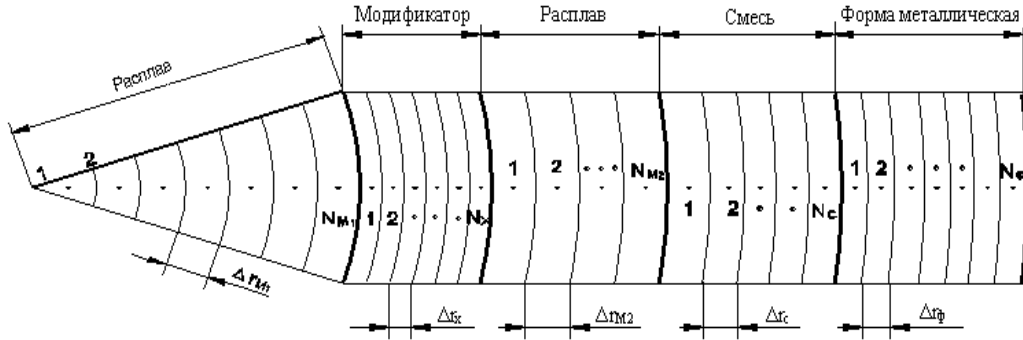


Рисунок 2 - Порядок и шаг разбиения элементов расчетной области на элементарные объемы

Из-за нелинейности, вносимой уравнением энтальпии, использовали явную схему расчета, что позволяет избежать итерационных процедур. В этом случае при расчете граничных узлов удобно использовать форму записи краевых условий, включающую тепловые потоки в явном виде. Тогда уравнения, описывающие теплообмен в различных элементах, становятся идентичными и их конечно-разностное представление примет следующий вид:

1) уравнение теплопроводности для смеси и формы

$$\frac{\tilde{t}_j^{n+1} - \tilde{t}_j^n}{\Delta \tau} = a \left(\frac{\tilde{t}_{j-1}^n - 2\tilde{t}_j^n + \tilde{t}_{j+1}^n}{\Delta r^2} + \frac{1}{r_K} \frac{\tilde{t}_{j+1}^n - \tilde{t}_{j-1}^n}{2 - \Delta r} \right) \quad (1)$$

где \tilde{t}_j – температура в j -ом узле; n – номер шага по времени; $\Delta \tau$ – шаг по времени; Δr – шаг по координате; r – радиус; $j = 2, 3, \dots, n-1$;

2) уравнение теплопроводности (энтальпии) для расплава и модификатора

$$\rho \frac{\tilde{i}_K^{n+1} - \tilde{i}_K^n}{\Delta \tau} = \lambda \left(\frac{\tilde{t}_{K-1}^n - 2\tilde{t}_K^n + \tilde{t}_{K+1}^n}{\Delta r^2} + \frac{1}{r_K} \frac{\tilde{t}_{K+1}^n - \tilde{t}_{K-1}^n}{2\Delta \Delta} \right) \quad (2)$$

где \tilde{i}_K – энтальпия в k -ом узле, $k = 2, 3, \dots, N-1$.

Для аппроксимации граничных условий используем фиктивные температуры в узлах, находящихся за пределами рассматриваемой области:

– на внутренней границе произвольного элемента

$$-\lambda \frac{\tilde{t}_1^n - \tilde{t}_{Z1}^n}{\Delta r} = q_1^n, \quad (3)$$

где \tilde{t}_{Z1}^n – температура в фиктивном узле, расположенном за внутренней границей элемента; q_1^n – плотность теплового потока на внутренней границе; q_2^n – на внешней границе элемента

$$-\lambda \frac{\tilde{t}_{Z2}^n - \tilde{t}_1^n}{\Delta r} = q_2^n \quad (4)$$

где \tilde{t}_{Z2}^n – температура в фиктивном узле, расположенном за внешней границей элемента; q_1^n – плотность теплового потока на внешней границе.

Заменяя в уравнениях (1) и (2) температуры в узлах, выходящих за границы при $k, j = 1, N$, на соответствующие им значения фиктивных температур, определяемых из уравнений (4) и (5), после несложных преобразований получим следующие расчетные формулы

$$\tilde{t}_1^{n+1} = \tilde{t}_1^n + F_0 \left[(1 + \xi_1)(\tilde{t}_2^n - \tilde{t}_1^n) + (1 - \xi_1) \frac{\Delta r}{\lambda} q_1^n \right]; \quad (6)$$

$$\tilde{t}_j^{n+1} = \tilde{t}_j^n + F_0 [\tilde{t}_{j-1}^n - 2\tilde{t}_j^n + \tilde{t}_{j+1}^n \xi_1 (\tilde{t}_{j+1}^n - \tilde{t}_{j-1}^n)]; \quad (7)$$

$j = 2, 3, \dots, N - 1;$

$$\tilde{t}_N^{n+1} = \tilde{t}_N^n + F_0 \left[(\xi_N + 1)(\tilde{t}_N^n - \tilde{t}_{N-1}^n) + (\xi_N + 1) \frac{\Delta r}{\lambda} q_2^n \right]; \quad (8)$$

$$\tilde{i}_1^{n+1} = \tilde{i}_1^n + \frac{\Delta \tau \lambda}{\rho \Delta r^2} \left[(1 + \xi_1)(\tilde{t}_2^n - \tilde{t}_1^n) + (1 - \xi_1) \frac{\Delta r}{\lambda} q_1^n \right]; \quad (9)$$

$$\tilde{i}_k^{n+1} = \tilde{i}_k^n + \frac{\Delta \tau \lambda}{\rho \Delta r^2} [\tilde{t}_{k-1}^n - 2\tilde{t}_k^n + \tilde{t}_{k+1}^n + \xi_k (\tilde{t}_{k+1}^n + \tilde{t}_{k-1}^n)]; \quad (10)$$

$k = 2, 3, \dots, N - 1;$

$$\tilde{i}_N^{n+1} = \tilde{i}_N^n + \frac{\Delta \tau \lambda}{\rho \Delta r^2} \left[(\xi_N - 1)(\tilde{t}_N^n - \tilde{t}_{N-1}^n) + (\xi_N + 1) \frac{\Delta r}{\lambda} q_2^n \right], \quad (11)$$

где $F_a = \frac{\alpha \Delta \tau}{\Delta r^2}; \quad (12)$

$\xi_j = \frac{\Delta r}{2r_j}; \quad (13)$

$r_j = R_{BH} + \Delta r \left(j - \frac{1}{2} \right), j = 1, 2, \dots, N; \quad (14)$

$\Delta r = \frac{R_H - R_{BH}}{N}, \quad (15)$

R_H и R_{BH} – соответственно наружный и внутренний радиусы элемента.

Плотности тепловых потоков, входящие в расчетные формулы для граничных узлов, определяются в зависимости от вида элемента и условий теплообмена. Для единообразия записи будем использовать следующий принцип обозначений: любой параметр элемента приводится с соответствующим индексом этого элемента и при необходимости заключается в фигурные скобки, к которым приписывается номер узла и номер шага по времени. Тогда граничные и начальные условия для каждого из элементов в конечно-разностном представлении примут вид.

Форма

а) граничные условия

$$\{q_{\phi}\}_1^n = \frac{\{\tilde{t}_c\}_{N_c}^n - \{\tilde{t}_{\phi}\}_1^n}{R_{c\phi}}, \quad (16)$$

где

$$R_{c\phi} = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta r_{\phi}}{\lambda_{\phi}} + \frac{\Delta r_c}{\lambda_c} \right); \quad (17)$$

$$\{q_{\phi}\}_2^n = 0, n = 1, 2, \dots; \quad (18)$$

б) начальные условия

$$\{t_{\phi}\}_j^n = t_{c\phi}^0, j = 1, 2, \dots, N_{\phi}; n = 0; \quad (19)$$

Смесь

а) граничные условия

$$\{q_c\}_1^n = \begin{cases} \frac{t_3 - \{\tilde{t}_c\}_1^n}{R_c}, \tau \leq \tau_1, \\ \frac{\{\tilde{t}_{M2}\}_{NM2}^n - \{\tilde{t}_c\}_1^n}{R_{cM}}, \tau > \tau_1; \end{cases} \quad (20)$$

$$R_c = \frac{\Delta r_c}{\lambda_c}; \quad (21)$$

$$R_{cM} = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta r_c}{\lambda_c} + \frac{\Delta r_{M2}}{\lambda_M} \right); \quad (22)$$

$$\{q_c\}_2^n = -\{q_{\phi}\}_1^n, \quad (23)$$

б) начальные условия

$$\{\tilde{t}_c\}_j^n = t_{c\phi}^0, j = 1, 2, \dots, N_c; n = 0; \quad (24)$$

Расплав в зазоре между модификатором и смесью

а) граничные условия

$$\{q_{M2}\}_1^n = \frac{\{\tilde{t}_x\} - \{\tilde{t}_{M2}\}_1^n}{R_{xM}}, \tau > \tau_1; \quad (25)$$

$$R_{xM} = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta r_x}{\lambda_M} + \frac{\Delta r_{M2}}{\lambda_M} \right); \quad (26)$$

$$\{q_{M2}\}_2^n = -\{q_C\}_1^n, \tau > \tau_1; \quad (27)$$

б) начальные условия

$$\{\tilde{t}_{M2}\}_k^n = t_3, k = 1, 2, \dots, N_{M2}; \tau > \tau_1; \quad (28)$$

Модификатор

а) граничные условия

$$\{q_x\}_1^n = \frac{\{\tilde{t}_{M1}\}_{NM1}^n - \{\tilde{t}_x\}_1^n}{R_{Mx}}, \tau > \tau_1; \quad (29)$$

$$R_{Mx} = \frac{1}{2} \left(\frac{\Delta r_{MI}}{\lambda_M} + \frac{\Delta r_x}{\lambda_M} \right); \quad (30)$$

$$\{q_x\}_2^n = -\{q_{M2}\}_1^n, \tau > \tau_1; \quad (31)$$

б) начальные условия

$$\{\tilde{t}_x\}_K^n = t_x^0, k = 1, 2, \dots, N_{MI}; \tau = \tau_1; \quad (32)$$

Внутренний слой расплава

а) граничные условия

$$\{q_{MI}\} = 0, \tau > \tau_1; \quad (33)$$

$$\{q_{M2}\}_{NM2}^n = -\{q_x\}_1^n, \tau > \tau_1; \quad (34)$$

б) начальные условия

$$\{\tilde{t}_{MI}\}_K^n = t_3, k = 1, 2, \dots, N_{MI}; \tau = \tau_1. \quad (35)$$

Текущее время τ на произвольном шаге расчета n определяется как

$$\tau = n\Delta t = 0, 1, 2, \dots. \quad (36)$$

С помощью полученных выше расчетных формул можно моделировать процесс теплообмена и при некоторых изменениях в постановке исходной задачи. Практический интерес представляет случай, когда внутренний слой расплава отсутствует. В математической постановке для остальных элементов системы произойдет только одно изменение – на внутренней границе модификатора тепловой поток должен быть задан равным нулю

$$\left\{ \frac{\partial t_x}{\partial r} = 0 \right\}, r = R_4, \quad (37)$$

а расчетная формула (5.49) для его определения заменится на следующую

$$\{q_x\}_1^n = 0, \tau > \tau_1. \quad (38)$$

Разработаны блок – схема и алгоритм расчета, реализованные в виде программы, написанной на языке Quick Basic Version 8.5. Программа состоит из головного управляющего модуля и семи подпрограмм.

С помощью разработанной модели, моделировали процесс модифицирования затвердевающего валка в литейной форме, определяли момент ввода модификатора, сразу после формирования рабочего слоя отливки, время необходимое для модифицирования и момент вывода штанги для модифицирования. На рис. 3 приведены графические результаты расчетов с помощью разработанной модели, показана величина затвердевшего рабочего слоя отливки, до ввода модификатора.

Как показали расчеты, внутренней энергии расплава достаточно для расплавления и распределения модификатора по всему объему модифицируемой части отливки, что соответственно подтверждено проведенными экспериментами.

Выводы

1. Разработана физическая модель четырех вариантов процесса затвердевания модифицированного прокатного валка в линейной форме. Модель описывает состояние элементов указанной системы после заполнения линейной формы и после модифицирования, а также состояние системы и проходящие в ней тепловые процессы.

Процесс теплообмена в системе описывали с применением метода энтальпии, учитывая фазовые превращения. Представлены уравнения теплопроводности, граничные и начальные условия для формы смеси, модификатора расплава в зазоре между модификатором и формовой смесью внутреннего слоя расплава.

Поставленную задачу следует решать с использованием метода конечных разностей.

2. Получены расчетные формулы, позволяющие моделировать процесс теплообмена, изменяя значения некоторых основных исходных данных. С помощью разработанной модели возможно моделирование процесса затвердевания расплава с различными вариантами конфигурации и размеров модификатора, диаметра валка, теплофизических свойств металла и формы.



Рисунок 3 - Изменение температуры по радиусу валковой формы после модифицирования

Ось валковой формы - № 0; Модификатор - № 1-5; Расплав чугуна - № 5-26; Металлический кокиль - № 26-39

3. Составлен алгоритм расчета процесса затвердевания отливки, который реализован в виде программы, написанной на языке QuickBasic Version 8.5.

Для адаптации модели можно использовать данные экспериментальных исследований процесса нагрева формы и кристаллизации металла в валковой форме.

ЛИТЕРАТУРА

1. Коте шов Н.П. Исследование процес сов теплообмена, формирования структуры и свойств при отливке чугуновых прокатных валков: Дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04.– Д, 1979.– 489 с.
2. Хрычиков В.Е. Теплофизические процессы направленного затвердевания чугуновых прокатных валков: Дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.04.– Д, 1992.– 455 с.
3. Авдонин Н.А. Математическое описание процессов кристаллизации /Авдонин Н.А. - Рига: Знание, 1980. – 177 с.
4. Калиткин Н.Н. Численные методы / Под редакцией А.А.Самарского. – М.: Наука, 1978. – 612 с.

УДК 621.763:621.792.4

А.И.Денисенко, А.А. Балакин, Р.Ю. Чигиринский

ДИСПЕРСНОСТЬ СИСТЕМЫ MN-O МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНОГО СЛОЯ ЭЛЕКТРОДА ПРИ ИНЖЕКЦИОННОМ МЕТОДЕ ЕГО ФОРМИРОВАНИЯ

В работе приведены результаты сравнительного исследования трансформации дисперсности оксидного материала относительно дисперсности исходного оксидного порошка MnO_2 при инъекционном методе формирования металлокомпозитного слоя электрода, полученные с применением электронной микроскопии.

У роботі наведено результати порівняльного дослідження трансформації дисперсності оксидного матеріалу щодо дисперсності вихідного оксидного порошку MnO_2 при інжекційному методі формування металокомпозитного шару електрода, отримані із застосуванням електронної мікроскопії.

Comparative research of oxide material dispersion transformation was performed. MnO_2 initial powder material and the final electrode structure were studied using electron-microscope investigation methods.

Введение. Развитие микроминиатюрной техники, как на Украине, так и за ее пределами требует разработки небольших, но высокочастотных и стабильных химических источников тока [1]. Наиболее широко применяемыми и перспективными переносными источниками питания, которые используются в различных областях науки и техники, являются литий-ионные аккумуляторы [2] и, вероятно, по этой причине из всех перезаряжаемых источников тока наиболее интенсивно исследуются именно они, причем максимальное количество работ посвящено усовершенствованию активного материала положительного электрода [3]. Гальванические элементы [4, 5] на основе электрохимической системы Li-MnO₂ [1,6] занимают значительный сегмент среди коммерческих литий-ионных аккумуляторов.

Анализ публикаций. В современных литий-ионных аккумуляторах в качестве катодных материалов чаще всего используют оксидные материалы, которые получают путем высокотемпературного твердофазного синтеза [2]. Размеры частиц получаемых порошковых материалов велики (~10-20 мкм), вследствие чего они имеют невысокие мощностные характеристики [2]. Наноразмерные оксидные материалы с высокой удельной поверхностью, например, кобальт лития, литий-марганцевая шпинель, замещенная литий-марганцевая шпинель, полученные с применением золь-гель метода [2], показали себя как перспективные электрохимические материалы, которые могут составить альтернативу современным катодным материалам при создании мощных переносных источников тока.

Одним из способов нанесения покрытий, основанном на принципе импульсной обработки поверхности изделия частицами порошкового материала, является способ газодинамического напыления. Основное его отличие от

традиционных способов газотермического напыления заключается в том, что образование прочного сцепления на контакте с основой возможно только за счет пластической деформации и разогрева частиц при ударе [7]. На кафедре материаловедения НМетАУ под руководством академика Тарана Ю.Н и проф. Калинушкина Е.П. разработан принципиально новый подход к проблеме формирования слоев композитных функциональных материалов на основе литированных оксидов металлов, связанный с инъекцией сверхзвуковой струей дисперсной фазы электрохимически активного вещества в приповерхностный слой проводника.

Синтез металлокомпозитного слоя электрода с применением инъекционного метода [8, 9] включает этап транспортировки порции электрохимически активного (преимущественно оксидного) порошка потоком газа к сверхзвуковому соплу, этап разгона в сопле двухфазной струи, состоящей из газа и микрочастиц порошка, а также этап ударного торможения дисперсной фазы на подложке. Микрочастицы, разогнанные до сверхзвуковых скоростей, при соударении с подложкой внедряются в нее, формируя приповерхностную металлокомпозитную структуру [8].

Массовые соударения оксидных микрочастиц, налетающих на экранирующий слой, формируемый над поверхностью мишени отскакивающими от нее микрочастицами, с большой долей вероятности сопровождаются дроблением микрочастиц [10]. Трансформация дисперсности микрочастиц полидисперсной двухфазной струи вследствие взаимодействия с микрочастицами экранирующего приповерхностного слоя анализировалась численными методами в работе [11] без учета дробления микрочастиц.

Постановка задачи. Целью настоящей работы являются сравнительные исследования трансформации дисперсности оксидного материала металлокомпозитного слоя электрода при инъекционном методе его формирования относительно дисперсности исходного оксидного порошка MnO_2 методами электронной микроскопии и структурной металлографии.

Основная часть. Синтез металлокомпозитного слоя электрода с применением инъекционного метода проводился на специализированном программно-аппаратном комплексе [8, 9], предназначенном для экспериментальных исследований высокоэнергетического воздействия оксидных микрочастиц в твердом состоянии с приповерхностным слоем металла.

С целью последующей инъекции в подложку (подложка из алюминиевой фольги, см. рис. 2а) приготавливалась порошковая смесь, включающая по массе 3% алюминиевого порошка (ПА-4) и 97% порошка MnO_2 . Электронные микрофотографии, представленные на рис. 1а и рис. 2а, получены на растровом электронном микроскопе JSM-35 фирмы JEOL (Япония), а представленные на рис. 2б и рис. 4а – на растровом электронном микроскопе 106И отечественного производства.

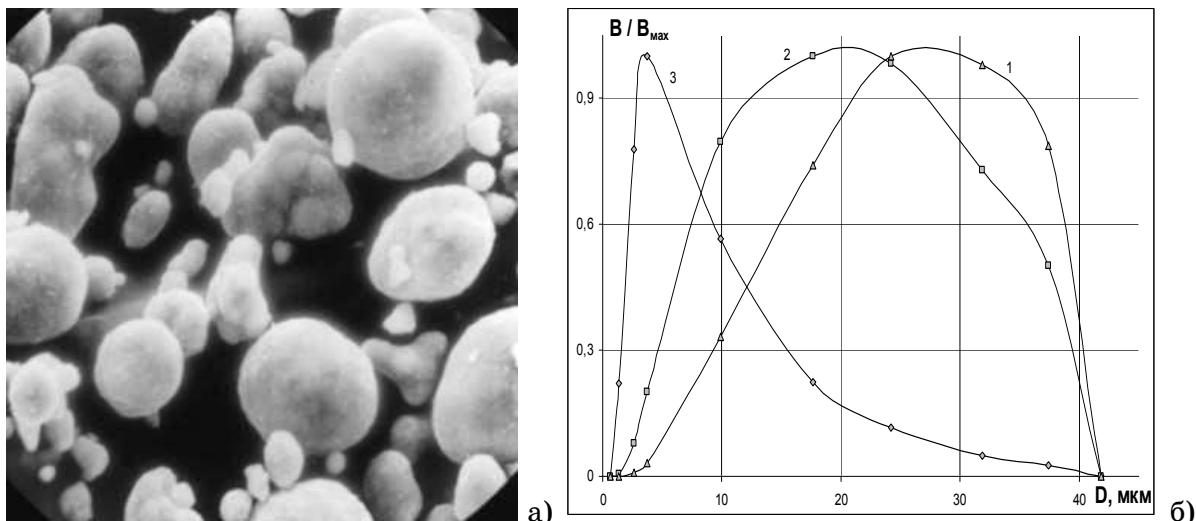


Рисунок 1 - а – электронная микрофотография (x1000) типичного образца исходного порошка MnO_2 ; б – нормированные на соответствующие максимумы B/B_{max} распределения объемной концентрации (1), площади поверхности (2) и объема (3) микрочастиц этого порошка по их размерам (D – диаметр микрочастиц)

Символьное отношение B/B_{max} , которым на рис. 1б помечена вертикальная ось графика, для распределения по размерам микрочастиц объемной концентрации (линия 3) соответствует отношению ее текущей величины, сопоставленной каждому фиксированному размеру микрочастиц, к максимально достижимой. Аналогично для распределения по размерам микрочастиц приходящихся на них долей площади поверхности от всей площади поверхности микрочастиц порошка (линия 2) – отношение B/B_{max} соответствует отношению текущей величины суммарной площади поверхности микрочастиц некоторого размера к максимально достижимой в пределах рассмотренного диапазона размеров микрочастиц. Аналогично для распределения по объемам микрочастиц (линия 2) отношение B/B_{max} означает отношение текущей величины суммарного объема микрочастиц некоторого размера к максимально достижимому ее значению в пределах рассмотренного диапазона размеров микрочастиц.

Из функций распределения количеств микрочастиц исходного порошка MnO_2 по параметрам (см. рис. 1б), полученных в результате анализа электронных микрофотографий образцов его проб (см., например, рис. 1а), следует, что основная масса исходного порошка сосредоточена в относительно небольшом количестве «крупных» (20-35 мкм) микрочастиц (рис. 1б линия 3), максимум поверхности оксида приходится на «средние» (вблизи 20 мкм) микрочастицы (рис. 1б линия 2), а количественно заметно преобладают «мелкие» (максимум вблизи 4 мкм) микрочастицы (рис. 1б линия 1).

На рис. 2 приведены электронные микрофотографии исходной поверхности подложки из алюминия (рис. 2а) и ее поверхности (рис. 2б) после торможения на ней дисперсной фазы двухфазной струи с относительно низкой объемной концентрацией оксидных микрочастиц, разогнанных до

скоростей, близких к нижней границе закрепления инжестируемого оксида на поверхности подложки в процессе ударного взаимодействия.

На поверхности подложки (см. рис. 2б) как по размеру, так и по характеру распределения по поверхности качественно различимы два вида (две моды) дисперсных включений: более мелкие дисперсные включения приблизительно равномерно распределены по всей поверхности подложки, а более крупные преимущественно компактно сгруппированы в локальных областях. На подложке также наблюдаются лунки и вмятины, сформированные ударами микрочастиц, которые не закрепились на поверхности в процессе ударного взаимодействия.

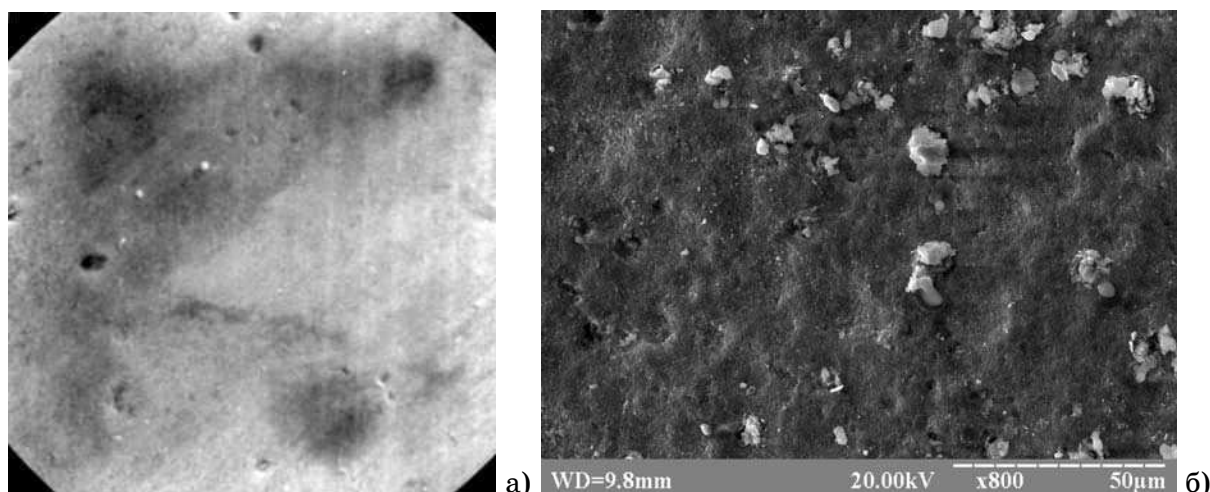


Рисунок 2 - Электронные микрофотографии а – исходной поверхности подложки из алюминиевой фольги (x1000); б – образца поверхности подложки, подвергшейся ударам микрочастиц MnO_2 .

Известно [7], что в случае соударения с жесткой основой пластичной частицы сферической формы деформирование ее может быть представлено как совокупность двух параллельно протекающих процессов: опускание на поверхность основы боков частицы и локализация деформации в приконтактной области (так называемое бочкообразование). Первый процесс является следствием особенностей геометрии. Второй обусловлен влиянием трения на контакте и внешних зон и широко освещен в работах по обработке металлов давлением [7].

Сопоставлением формы деформаций реальных пластичных частиц и конечно-разностной модели деформирования установлено [7], что характеристики напряженно-деформированного состояния распределены по сечению частицы неравномерно. Интенсивность касательных напряжений на начальных этапах имеет наибольшие значения в конусообразной приконтактной зоне, где интенсивность скорости сдвиговой деформации максимальна, на более поздних этапах – в тыльной части [7].

Отметим, что микрочастицы используемого нами порошка MnO_2 существенно уступают в пластичности металлическим микрочастицам, исследованным в работе [7]. Кроме того, подложка из алюминия более пластична,

чем материал микрочастиц, о чем свидетельствуют многочисленные деформационные лунки в местах ударов микрочастиц, впоследствии не закрепившихся на поверхности (см., например, центральную область левой половины электронной микрофотографии на рис. 2б).

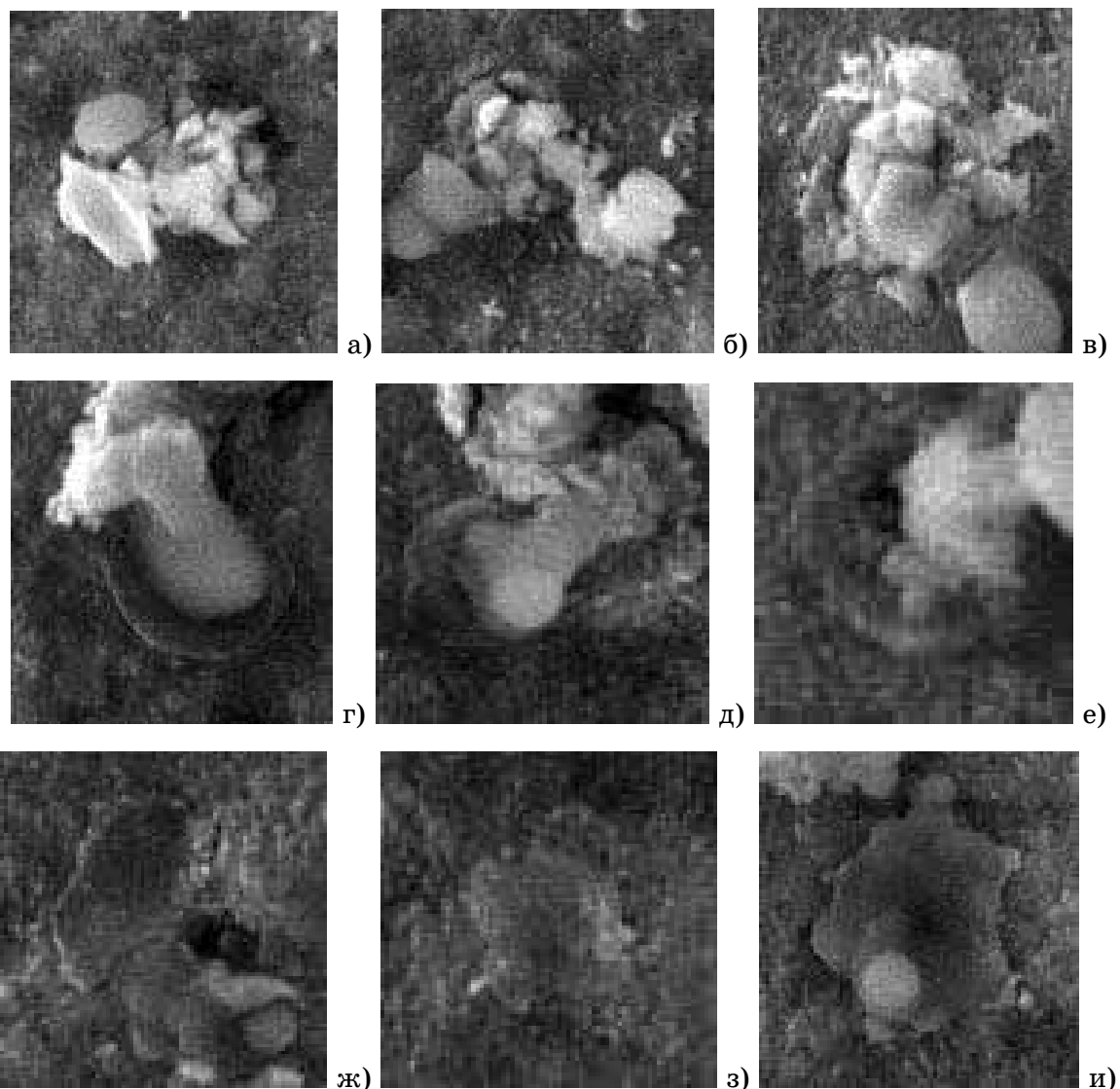


Рисунок 3 - а, б, в – группы осколочных микрочастиц, локализованных в местах соударений в приконтактной зоне; г, д, е – оплавления вблизи осколков микрочастиц; ж, з, и – оплавления в местах соударений, не зафиксировавших микрочастицы (увеличенные фрагменты микрофотографии, представленной на рис. 2б).

С учетом описанных в [7] закономерностей деформирования микрочастиц сферической формы и специфических особенностей исследуемого нами взаимодействия деформация микрочастиц порошка MnO_2 при соударении с более пластичным веществом подложки из алюминия имеет признаки хрупкого разрушения, инициируемого в процессе удара из зон максимальной интенсивности касательных напряжений и скоростей сдвиговых деформаций в микрочастицах.

Иллюстрацией хрупкого характера ударного разрушения оксидных микрочастиц наблюдаемой на электронной микрофотографии поверхности подложки (см. рис. 2б) являются примеры фиксации на подложке групп осколков от исходной ударяющей микрочастицы, локализованных в местах соударений в приконтактной зоне (примеры соответствующих участков поверхности подложки с микрофотографии на рис. 2б в увеличенном виде представлены на рис. 3а, 3б, 3в).

Из примеров «гнезд» осколков, представленных на рис. 3, следует:

первое - преимущественная осесимметричность расположения осколков;

второе – в краевых зонах наблюдаются более крупные относительно остальных пластинчатые осколки с наиболее вероятной первичной ориентацией плоскости скола вдоль направления импульса ударяющей сферической частицы;

третье – хрупкое разрушение микрочастиц MnO_2 трансформирует дисперсность оксидного материала на подложке относительно дисперсности исходного оксидного порошка в направлении существенно меньших (на один-два порядка величины) размеров.

На рис. 3г, 3д и 3е – представлены осколки микрочастиц, структура подложки вокруг которых напоминает застывший расплав. Наличие следов оплавления поверхности подложки из алюминия вблизи некоторых, преимущественно плоских и сориентированных параллельно поверхности подложки, осколков микрочастиц, наблюдаемое на электронных микрофотографиях, свидетельствует о том, что при ударах инжектируемых оксидных микрочастиц в местах соударений с подложкой происходят локальные разогревы, приводящие как к импульсному во времени оплавлению части алюминия, так и к более медленному разогреву толщи образца за счет теплоотвода от мест соударений.

Применение законов сохранения энергии и импульса к задачам о соударениях позволяет в первом приближении получить количественную оценку энергетической компоненты пластической деформации, нагрева и оплавления, определяемой преобразованием за счет сил инерции, возникающих при ударе (в адиабатическом приближении) кинетической энергии налетающих на поверхность из алюминия оксидных микрочастиц при инжекционном методе формирования металлокомпозитного катода в зависимости от размеров и скоростей микрочастиц дисперсной фазы а также времен ударного взаимодействия в пределах диапазонов реализуемых экспериментально кинетических параметров микрочастиц [12]. Оценки верхнего предела количества образующегося алюминиевого расплава, особенно определяемые индивидуально для каждого размера и материала оксидных микрочастиц разных плотностей и составов, представляют интерес для выявления закономерностей, определяющих эффективность закрепления микрочастиц в металлокомпозите.

На рис. 3 третий ряд электронных микрофотографий (рис. 3ж, 3з и 3и) иллюстрирует локальные оплавленности подложки, сформированные ударами микрочастиц, не закрепившихся на поверхности в процессе ударного взаимодействия. Моделирование аналитическими и численными методами энергетических условий формирования на поверхности и динамики движения в толщу подложки фронта расплава, способных привести к образованию наблюдаемых оплавленностей, представляет значительный интерес для оптимизации инжекционной технологии синтеза металлокомпозита.

Из электронно-микроскопических изображений, представленных на рис. 3, следует вывод, что если налетающие микрочастицы ударяют по поверхности алюминия, то контакт с подложкой такой микрочастицы, ударившейся в поверхность и прикрепившейся к алюминию, с достаточно высокой вероятностью сплошной по периметру [13].

Для второго вида дисперсных включений, наблюдаемых на поверхности подложки (см. рис. 2б), – более мелких микрочастиц, приблизительно равномерно распределенных по всей поверхности подложки, визуальна наблюдается (см. рис. 4), значительное количественное преобладание микрочастиц с размером 100-500 нм.

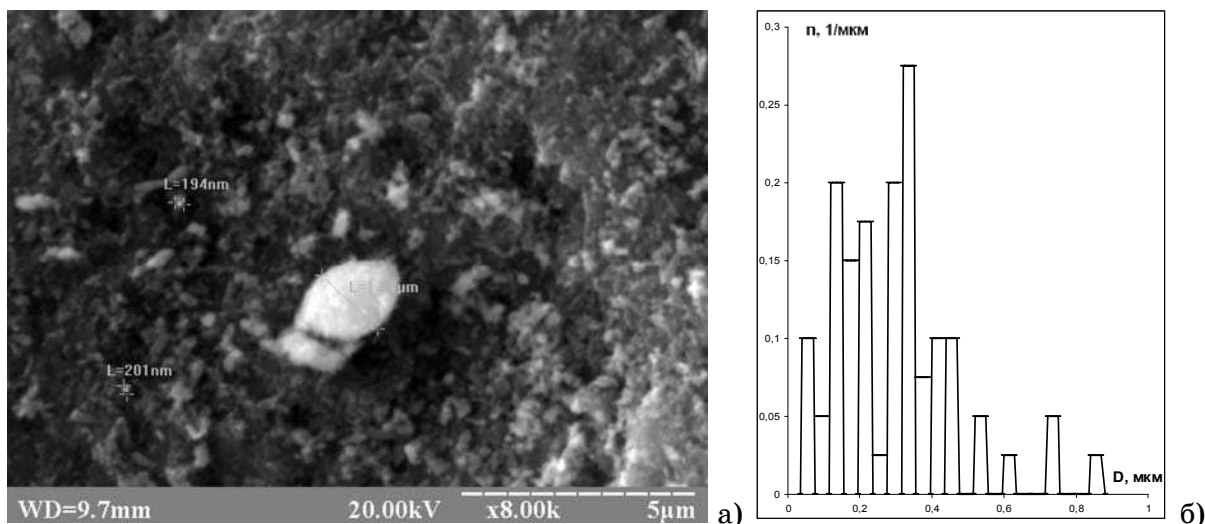


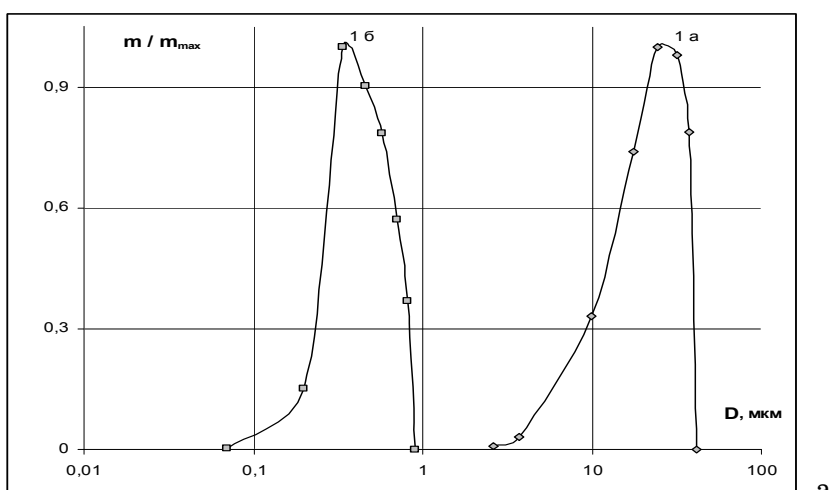
Рисунок 4 - А – электронная микрофотография фрагмента подложки с равномерно рассеянными по поверхности осколочными микрочастицами размером 100-500 нм, б – пример гистограммы распределения по размерам этих микрочастиц

Характер рассеяния по поверхности подложки осколочных микрочастиц с размерами из диапазона 100-500 мкм не может быть исключительно следствием только дробления микрочастиц оксидного порошка в процессе ударного торможения непосредственно подложкой. Более вероятно, что основной причиной отмеченной выше равномерности поверхностного рассеяния этих осколочных микрочастиц является упомянутое ранее [11] также ударное взаимодействие динамической структуры в виде приповерхностного слоя микрочастиц и их осколков, еще не покинувших после ударов о подложку зону действия высокоскоростной двухфазной струи на ее поверх-

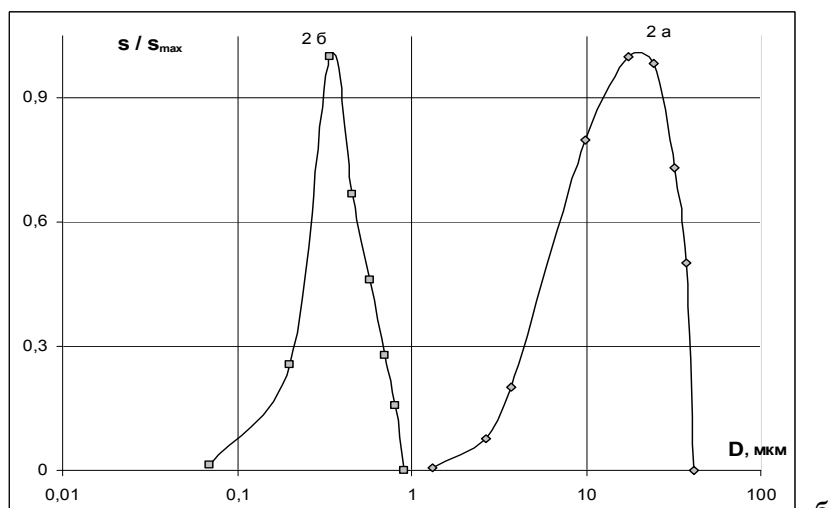
ность, с разогнанными и транспортируемыми этой струей к подложке оксидными микрочастицами исходного порошка.

Из сопоставления функций распределений масс, площадей поверхности и концентраций микрочастиц по их размерам для исходного порошка MnO_2 (см. рис. 5) и наблюдаемых на поверхности подложки осколочных микрочастиц диапазона 100-500 нм следует, что преимущественно закрепляются на поверхности подложки не устремляемые к ней микрочастицы исходных порошковых материалов, а образуемые при ударных взаимодействиях вблизи поверхности осколки этих микрочастиц.

Соавторы выражают благодарность к.т.н. Ю.П. Синицыной, старшему научному сотруднику научно-исследовательской лаборатории НИЛМ и ТТП им. Е.П. Калинушкина кафедры материаловедения им. Ю.Н. Тарана, за предоставленные им электронно-микроскопические микрофотографии.



а



б

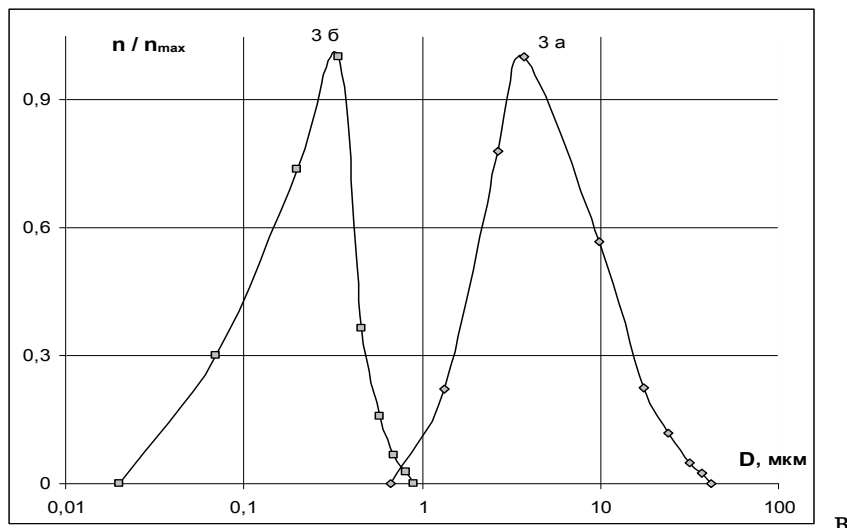


Рисунок 5 - Распределения массы (5а, линия 1а), площади поверхности (5б, линия 2а) и концентрации (5в, линия 3а) микрочастиц исходного порошка MnO₂ и наблюдаемых на поверхности подложки осколочных микрочастиц диапазона 100-500 нм, (соответственно линии 1б, 2б, 3б) по их размерам, нормированные на соответствующие максимумы

Выводы

В результате сравнительных исследований дисперсности системы Mn-O металлокомпозитного слоя при инъекционном методе формирования электрода относительно дисперсности исходного оксидного порошка установлено, что процесс инъекции порошковой смеси в подложку сопровождается значительной трансформацией дисперсности в направлении измельчения микрочастиц. На поверхности металлокомпозита наблюдаются дисперсные включения системы Mn-O осколочной морфологии (в отличие от квазисферической морфологии микрочастиц исходного оксидного порошка), причем более крупные осколочные микрочастицы преимущественно компактно сгруппированы в локальных областях, а более мелкие – квазиравномерно распределены по поверхности.

Компактные группы осколочных микрочастиц локализованы в местах соударений в приконтактной зоне и образуются вследствие фиксации на подложке части осколков от исходной ударяющей микрочастицы в процессе ее хрупкого разрушения в процессе удара.

Наблюдаемые на электронных микрофотографиях оплавления поверхности подложки из алюминия вблизи некоторых осколков микрочастиц, а также локальные оплавленности в местах ударов не закрепившихся в них микрочастиц свидетельствует о локальных разогревах подложки в местах соударений, приводящих как к импульсному во времени оплавлению части алюминия, так и к более медленному разогреву толщи образца за счет теплоотвода от мест соударений. В связи с вышеизложенным и с целью последующего применения для оптимизации инъекционной технологии синтеза металлокомпозита представляет значительный интерес задача моделирования аналитическими и численными методами энергетических условий

формирования на поверхности и динамики движения в толщу подложки фронта расплава, способных привести к образованию наблюдаемых оплавленностей.

Наблюдаемая на подложке квазиравномерность рассеяния по её поверхности осколочных микрочастиц из диапазона 100-500 нм достигается, вероятно, как дроблением микрочастиц оксидного порошка в процессе ударного торможения непосредственно подложкой так и ударным взаимодействием динамической структуры в виде приповерхностного слоя микрочастиц и их осколков, еще не покинувших после столкновения с подложкой зону действия высокоскоростной двухфазной струи на ее поверхность, с разогнанными и транспортируемыми этой струей к подложке оксидными микрочастицами исходного порошка.

Управление соотношением мод дисперсности системы Mn-O металлокомпозитного слоя при инъекционном методе формирования электрода возможно через концентрационные и энергетические параметры инжектируемой дисперсной фазы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Пуцылов И.А., Смирнов С.Е., Васильева А.О., Уварова Е.С. Твердофазный литий- диоксид-марганцевый источник тока // Материалы X Междунар. конф. “Фундаментальные проблемы преобразования энергии в литиевых электрохимических системах” / Под ред. проф. И.А. Казаринова. – Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 2008. – С. 165-167.
2. Сидоров Д.А., Кириллов С.А., Чернухин С.И., Третьяков Д.О., Романова И.В. Электрохимические свойства оксидных катодных материалов литий-ионных аккумуляторов, полученные золь-гель методом // Материалы X Междунар. конф. “Фундаментальные проблемы преобразования энергии в литиевых электрохимических системах” / Под ред. проф. И.А. Казаринова. – Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 2008. – С. 183.
3. Тарнопольский В.А. Некоторые тенденции усовершенствования катодных материалов для литий-ионных аккумуляторов // Материалы X Междунар. конф. “Фундаментальные проблемы преобразования энергии в литиевых электрохимических системах” / Под ред. проф. И.А. Казаринова. – Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 2008. – С. 196.
4. Бубнов Ю.И., Таганова А.А. Изменения в литий-ионных аккумуляторах компании SAFT // Материалы X Междунар. конф. “Фундаментальные проблемы преобразования энергии в литиевых электрохимических системах” / Под ред. проф. И.А. Казаринова. -Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 2008. -С.27.
5. Виноградов А.А., Галеева А.В., Киреев В.В., Груздев А.И. Особенности работы полимерных литий-ионных аккумуляторов в составе батареи // Материалы X Междунар. конф. “Фундаментальные проблемы преобразования энергии в литиевых электрохимических системах” / Под ред. проф. И.А. Казаринова. – Саратов: Изд-во Саратов. ун-та, 2008. – С. 37-39.
6. Sugantha M., Ramakrishnana P.A., Hermann A.M., Warmingshb C.P., Ginleyb D.S. Nanostructured MnO₂ for Li batteries // International Journal of Hydrogen Energy, Volume 28, Issue 6, June 2003 - Pages 597-600.
7. Данченко В.Н., Головки А.Н. Газодинамическое напыление металлических порошков // Физика импульсной обработки материалов / Под ред. проф. В.В.Соболева. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2003. – С. 83 – 112.

8. Денисенко А.И., Калинушкин Е.П. Система автоматизации установки инжекционного формирования металлокомпозита // Матеріали XIV Міжнародної конференції з автоматичного управління (Автоматика-2007). – Ч.1. – Севастополь. – 2007. – С.136-138.
9. Денисенко А.И., Калинушкин Е.П. Автоматическое управление программноаппаратным комплексом для синтеза наноструктур // Матеріали XIII Міжнародної науково-технічної конференції з автоматичного управління (Автоматика-2006). – УНІВЕРСУМ-Вінниця, 2007. – С.186-189.
10. Денисенко А.И. К оптимизации инжекционного метода формирования металлокомпозитного электрода // Материалы I Международной научно-практической конференции "Научное пространство Европы – 2007". – Т.10. Технические науки. – Днепропетровск: Наука и образование, 2007. – С. 22-25.
11. Денисенко А.И. О приповерхностном слое частиц в инжекционной технологии синтеза / Сучасні проблеми металургії. Наукові праці. Том 9. – Дніпропетровськ: «Системні технології», 2006. – С. 71–81.
12. Денисенко А.И. К инжекционному методу формирования металлокомпозитного катода // Физика и техника высокоэнергетической обработки материалов. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2007. – С. 108-118.
13. Денисенко А.И. К механизму стабилизации слоя металлокомпозита при инжекционном методе формирования // Материалы I Международной научно-практической конференции "Ключевые аспекты научной деятельности – 2007" – Т.8. Технические науки. – Днепропетровск: Наука и образование, 2007. – С. 11-13.

УДК 669.017.15

Г.А.Сребрянский, В.П.Хлынецв

ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ОБОРУДОВАНИЯ НА ПРОЦЕСС ФОРМИРОВАНИЯ И ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНОЙ ЛЕНТЫ

Введение

При формировании аморфных металлических лент на наружной поверхности вращающегося барабана-кристаллизатора требуется создать интенсивный теплоотвод, необходимый для реализации скоростей охлаждения 104 – 106 К/с. Основной материал барабана - преимущественно медь или её сплавы [1-8] из-за оптимального сочетания теплопроводности и механических свойств. При взаимодействии расплава с поверхностью барабана происходит её износ (эрозия), интенсивность которого возрастает с увеличением длительности разлива (массы разливаемого металла). Вследствие этого возрастает шероховатость поверхности, прилипание к ней расплава, снижение качества аморфной ленты или нарушение всего процесса, что справедливо для «малотоннажных» и «крупнотоннажных» промышленных установок [5,6,9]. Таким образом, при оптимальных параметрах разлива, «узким местом» в технологии получения ленты является механическая стойкость поверхности барабана. Для увеличения срока службы барабана необходимо постоянно обновлять его поверхность непосредственно в процессе получения ленты или сокращать время взаимодействия расплава (ленты) с этой поверхностью (зону интенсивного охлаждения), а недостаточное охлаждение на барабане компенсировать теплоотводом в другие элементы конструкции, например в лентосъемник.

Цель настоящей работы - изучение взаимодействия движущейся ленты с поверхностью лентосъемника и влияния его параметров на подстуживание ленты.

Методика эксперимента

В работе проводились оценочные расчеты охлаждения аморфной ленты на лентосъемнике в зависимости от тепловых характеристик материала съемника и его геометрии. Эксперименты по получению аморфной ленты проводили на специальной лабораторной установке, схема которой представлена на рис. 1.

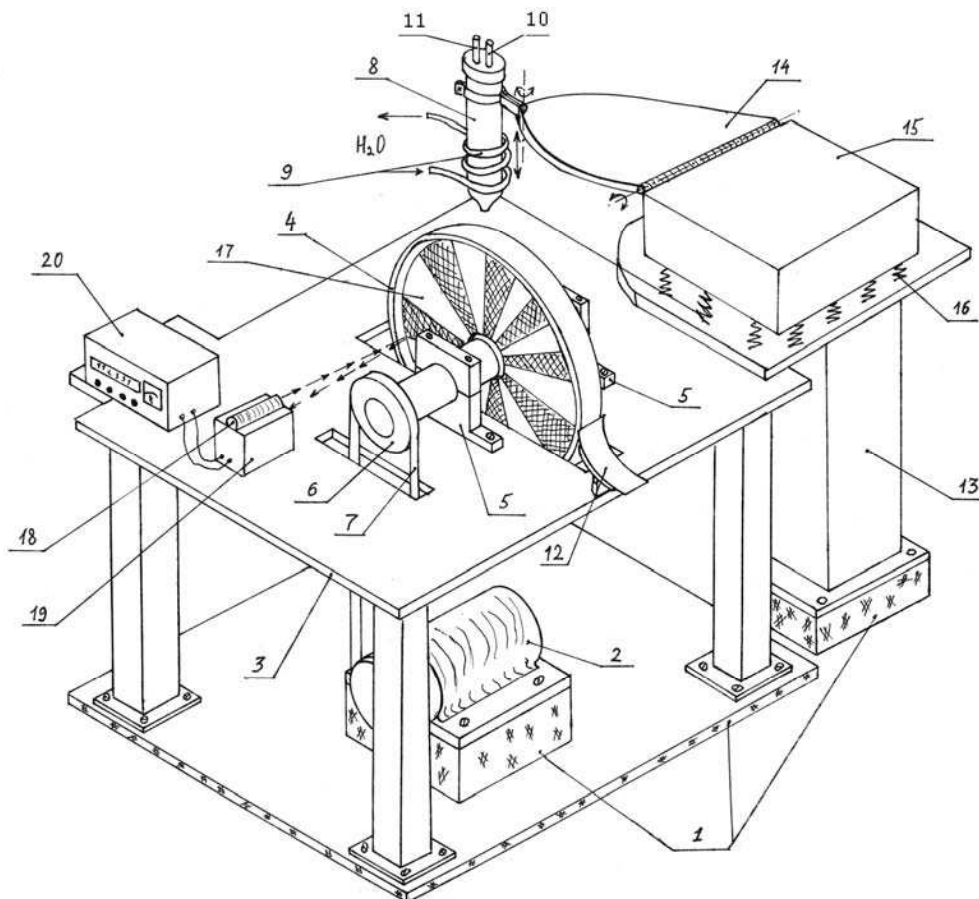


Рисунок 1 - Схема лабораторной установки: 1 – основания; 2 – двигатель; 3 – рабочий стол; 4 – барабан-кристаллизатор; 5 – подшипники; 6, 7 – привод; 8 – тигель-сопло; 9 – индуктор; 10, 11 – штуцеры термопары и инертного газа; 12 – съёмник ленты; 13 – колонна; 14 – механизм перемещения тигля; 15 – станина механизма крепления тигля; 16 – упругие элементы; 17 – стробоскопический рисунок; 18, 19 – источник и приёмник светового луча; 20 – частотомер, показывающий скорость вращения барабана

Разливку на барабан-кристаллизатор проводили из кварцевых тиглей-сопел с круглым отверстием Φ 0,5 – 2 мм, плавление исходной заготовки весом от 10 до 50г (в зависимости от Φ сопла) осуществляли токами высокой частоты при помощи генератора ВЧИ-4/10 мощностью 10 кВт с частотой 440 кГц. В качестве объекта изучения использовали сплав Fe83B17 (ат. %), из которого получали аморфные ленты толщиной от 15 до 70 мкм, шириной от 1 до 4 мм и длиной несколько метров (в зависимости от веса заготовки и диаметра сопла). Этот сплав обладает высокими прочностными характеристиками [8,10] и очень чувствителен к условиям охлаждения, поэтому ленты толщиной более 40 мкм становятся хрупкими за счет структурной релаксации[11].

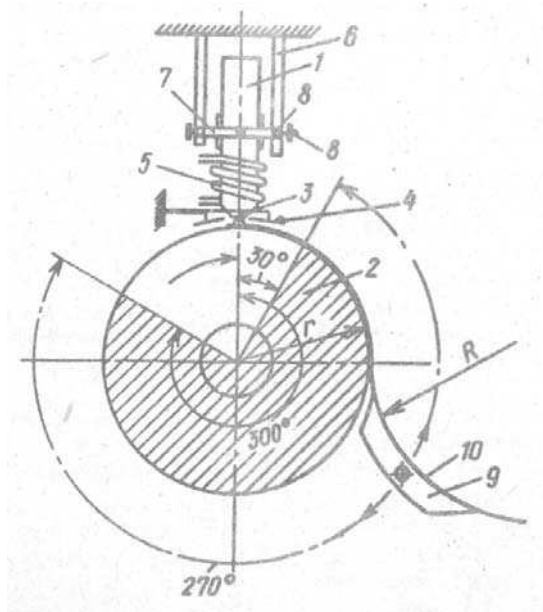


Рисунок 2 - Схема установки лентосъемника: 1–тигель с расплавом; 2 – барабан – кристаллизатор; 3 – сопло в нижней части тигля; 4 – теплозащитный экран; 5 – индукционный нагреватель; 6, 7, 8 – элементы механизма перемещения тигля; 9, 10, R – лентосъемник, его сменная рабочая поверхность и радиус её кривизны; r – радиус барабана

Установку комплектовали неводоохлаждаемыми барабанами диаметром 250 и 180 мм из бескислородной меди, сталей 45 и X18H10T с различной теплопроводностью (400, 50 и 16 Вт/м·К). Лентосъемник определённой кривизны (рис.2.) обеспечивал плавное и равномерное отделение ленты от поверхности барабана без нарушения её геометрии, а его поверхность была антифрикционной или теплопроводящей.

Использовали лентосъемники из фторопласта, стали и меди. Толщину ленты меняли за счёт избыточного давления, а остальные параметры были постоянными. Количество воздушных каверн на контактной поверхности получали на одном уровне, что позволяло считать условия теплопередачи одинаковыми. Условия охлаждения оценивали по степени охрупчивания ленты, считая, что полностью аморфная лента не разрушается при изгибе на оправке диаметром 0,1 мм [1,3,5]. Изгиб осуществляли контактной или свободной поверхностью ленты наружу. Исходные данные и обозначения для расчета охлаждения ленты в контакте с лентосъемником представлены в таблице 1.

Таблица 1

Параметр	Символ	Значение	Единицы	Источники
Теплопроводность воздуха	λ_s	0,026	Вт/м·К	[12]
Перепад температур от * Тлб до Тлс	ΔT	200ч600	°С	[13]

Теплопроводность лентосъёмника **	λ	16ч400	Вт/м·К	[14]
Скорость ленты	V	10ч40	м/с	[5]
Плотность ленты	ρ	5ч8	г/см ³	[15]
Удельная теплоемкость ленты	C_p	540ч800	Дж/кг·К	[13]
Коэффициент теплопередачи от ленты в атмосферу	α_e	10ч100	Ккал/м ² ·ч·К	[16,17]
Высота воздушных каверн на контактной поверхности ленты	h	1ч2	мкм	[18]
Длина лентосъёмника	L	40ч250	мм	
Теплопроводность ленты	λ_l	50ч200	Вт/м·К	[14]

Примечание: «*» -Тлб и Тлс –температура ленты при сходе с барабана и с лентосъёмника; «**» - от нержавеющей стали до меди.

Расчеты

Количество теплоты, отдаваемое лентой в лентосъёмник (её теплосо-держание), определяется выражением

$$\Delta Q = c_p m \Delta T, \quad (1)$$

где m – масса ленты, определяемая из выражения

$$m = \rho t S, \quad (2)$$

где t и S – толщина ленты и площадь ее контакта с лентосъёмником.

Подставляя в (1) и (2) данные таблицы 1, получаем диапазон ΔQ для $t = 40$ мкм и $\Delta T = 600$ 0С, составляющий $\sim (64-154) \cdot 10^3$ Дж. Время нахождения ленты на лентосъёмнике $\Delta \tau = L/V$ может составлять $\sim (1-25) \cdot 10^{-3}$ с. Теплосо-держание ΔQ ленты при изменении её температуры на 100 К составит $\sim (11-26) \cdot 10^3$ Дж, а $\Delta \tau$

при оптимальной скорости ленты (30 м/с) – $(1,3-8,3) \cdot 10^{-3}$ с. Тогда мощность теплопередачи в лентосъёмник при охлаждении 1м² ленты на 100 К

$$P_1 = \Delta Q / \Delta \tau = (11-26) \cdot 10^3 / (1,3-8,3) \cdot 10^{-3} = (1,33-20) 10^6 \text{ Вт/м}^2, \quad (3)$$

а скорость охлаждения может приобретать значения $V_{охл} = 100 / \Delta \tau = (1,2-7,7) \cdot 10^4$ К/с, что соизмеримо с условиями охлаждения на стальных барабанах-кристаллизаторах [1].

Верхняя (свободная) поверхность ленты охлаждается воздухом, который движется со скоростью ~ 30 м/с (относительно ленты). При таких скоростях пограничный слой воздуха, прилегающий непосредственно к ленте, преимущественно турбулентный [1,19], и поэтому для оценки теплопередачи справедливо применить верхний диапазон значений α_v . Тогда тепловая мощность при охлаждении ленты воздухом составит

$$P_2 = \alpha_v \Delta T \approx 116 \cdot 100 = 11,6 \cdot 10^4 \text{ Вт/м}^2. \quad (4)$$

На контактной поверхности ленты имеют место воздушные каверны[1, 3,18], высота которых 1-4 мкм[18], а их общее количество – до 40% от общей площади контактной стороны ленты. Тепловое сопротивление этих каверн на 1м² поверхности ленты описывается выражением

$$R = h/\lambda_b S = (3,85-7,69) \cdot 10^{-5} \text{ К} \cdot \text{м}^2/\text{Вт}. \quad (5)$$

Тепловая мощность передачи тепла через воздушные каверны при изменении температуры ленты на 100 К составит

$$P_3 = \Delta T/R = 100/(3,85-7,69) \cdot 10^{-5} = (1,3-2,6) \cdot 10^6 \text{ Вт/м}^2. \quad (6)$$

Таким образом, передача тепла в лентосъемник от контактной поверхности ленты и через воздушные каверны - величины одного порядка. Теплоотдача свободной поверхности ленты несколько ниже, но также достаточно высокая.

При движении по поверхности лентосъемника лента подвергается воздействию сил трения, за счет которых происходит её разогрев. Для его оценки воспользуемся выражением

$$Q_{тр} = A_{тр}/\Delta\tau = F_{тр}L/\Delta\tau = F_{тр}V = (kmV^2/R) \cdot V, \quad (7)$$

где $A_{тр}$ - работа сил трения $F_{тр}$, R – радиус кривизны лентосъемника (принимаем 1 м). Принимая коэффициент трения между лентой и лентосъемником $k=0,02$ (сталь по стали), с учетом данных таблицы 1, для 30 м/с получаем $Q_{тр} = 108-173$ Вт. Эта величина значительно меньше теплоотдачи в лентосъемник и воздух, что даёт основание пренебречь влиянием сил трения на охлаждение ленты на лентосъемнике. Поэтому для случая квазистационарного нагрева может быть использован упрощенный подход, состоящий в следующем.

Даже грубая оценка теплового сопротивления воздушного промежутка и тела лентосъемника показывает, что лимитирующим фактором теплопередачи является передача тепла через воздушный слой (объем воздушных каверн на контактной поверхности ленты). Например, при толщине этого слоя 4 мкм $R = h/\lambda_b S = 1,53 \cdot 10^{-5} \text{ Вт/К}$, а для медного лентосъемника толщиной 1 мм $R = 2,3 \cdot 10^{-6} \text{ Вт/К}$. Уравнение теплового баланса для ленты может быть записано в виде

$$c_p m dT + \alpha_b S T d\tau + \frac{\Delta T}{R} d\tau = 0, \quad (8)$$

где первое слагаемое соответствует изменению количества теплоты в ленте за время $d\tau$, второе теплоотдаче за счет конвекции с внешней поверхности, третье теплопередаче через воздушный слой. R - тепловое сопротивление воздушного слоя, $\Delta T = T - T_l$, где T_l – температура лентосъемника. Выделением тепла за счет трения пренебрегаем. После преобразований (8) может быть записано в виде

$$\frac{dT}{d\tau} = -bT + A, \quad (9)$$

где

$$b = \frac{1}{c_p \rho t} \left(\alpha + \frac{\lambda_g}{h} \right) \quad (10)$$

$$A = \frac{T_l \lambda_g}{c_p \rho h t} \quad (11)$$

с начальными условиями при $\tau=0$: $T=T_6$ и $T_l=0$, где T_6 – температура барабана.

Его решение

$$T = \frac{T_6 \lambda_g}{h \left(\alpha_g + \frac{\lambda_g}{h} \right)} + \left(T_6 - \frac{T_l \lambda}{h \left(\alpha_g + \frac{\lambda_g}{h} \right)} \right) \exp(-b\tau), \quad (12)$$

где T_6 – начальная температура ленты.

Зависимость (12) для различных значений толщины воздушного слоя приведена на рис.3. Как следует из приведенных графиков, эффективность охлаждения существенно зависит от шероховатости поверхностей лентосъемника и ленты, что в сумме определяет результирующую толщину и площадь воздушного слоя между лентой и лентосъемником.

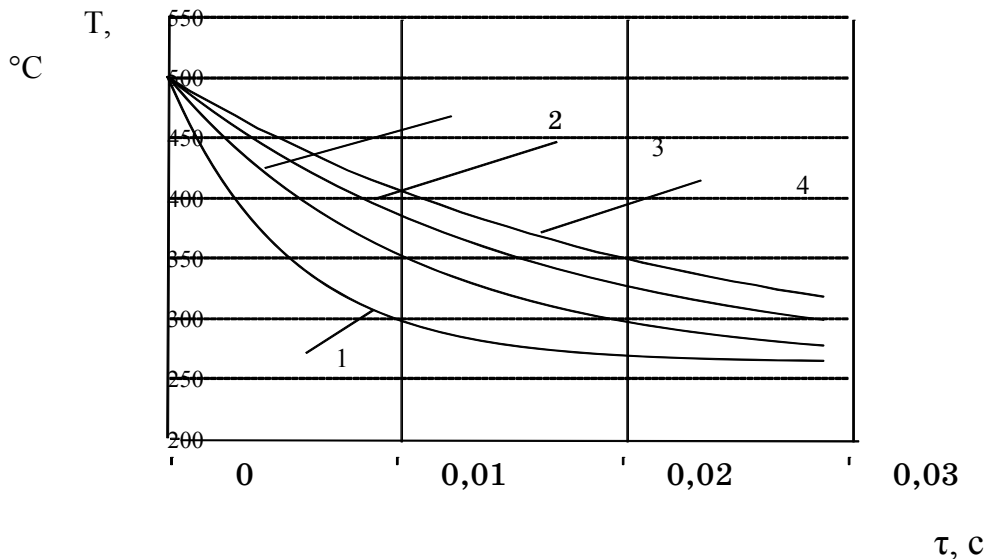


Рисунок 3 - Изменение температуры ленты на лентосъемнике в зависимости от толщины воздушного слоя h : 1- 1мкм; 2- 2мкм; 3- 3мкм; 4- 4мкм.

При толщине $h=1$ мкм (кривая 1 рис.3) лента быстро охлаждается в первые 0,005 с, а затем скорость охлаждения снижается. Аналогичны закономерности и для других толщин. Таким образом, при скорости ленты 30 м/с основное охлаждение происходит на длине $L=V\tau = 30 \cdot 0,005=0,15$ м. Поэтому нет необходимости делать лентосъемник большей длины.

Приведенные на рис.3 кривые соответствуют средней температуре лентосъемника $\sim 300^\circ\text{C}$, а начальной температуре ленты $\sim 500^\circ\text{C}$. При достижении температуры лентосъемника $\sim 400^\circ\text{C}$ эффективность охлаждения сни-

жается и на длине 0,05-0,1м не обеспечивается подстуживания в 100 и более градусов. Из этого вытекает максимальный размер (длина) ленты, которая может быть подстужена на лентосъемнике. Из уравнения теплового баланса для лентосъемника

$$c_p m T_l = \frac{T - T_l}{R} \tau \quad (13)$$

находим

$$\tau = \frac{c_p \rho t T_l h}{\lambda_s (T - T_l)}. \quad (14)$$

Для толщины лентосъемника 1 мм и h= 4 мм время, при котором обеспечивается подстуживание на 100 град., составляет 2,38 и 3,25с (для медного и стального лентосъемника), что соответствует максимальной длине ленты 71 и 98м при скорости 30 м/с. Обеспечение эффективного охлаждения ленты большей длины возможно только при принудительном теплоотводе. Для фторопластового лентосъемника подобные оценки невозможны из-за того, что не выполняется условие малости теплового сопротивления тела лентосъемника по сравнению с воздушным слоем. Кроме того, для промышленного производства фторопластовый лентосъемник неприемлем из-за загрязнения им поверхности барабана.

Экспериментальные результаты

Эксперименты по получению аморфных лент на барабанах с разной теплопроводностью и лентосъемниками из разных материалов показали следующее. Охрупчивание начиналось с контактной стороны ленты, причём разница в толщине охрупчивания контактной и свободной сторон составляла ~ 8 ч 10 мкм, что выходило за пределы ошибки измерения. Ленты сплава Fe-B, полученные на медном барабане, начинали охрупчиваться с толщины $30 \pm 1,5$ мкм (контактная поверхность) и $40 \pm 1,5$ мкм (свободная поверхность) независимо от того, при помощи какого лентосъемника они отделялись от барабана. При толщине $48 \pm 1,5$ мкм не имело значения, какой стороной наружу изгибали ленту – разрушение происходило одинаково хрупко.

Результаты исследований представлены на рис. 4. Ленты, полученные на барабане из X18H10T отделённые стальным или фторопластовым лентосъемником, охрупчивались при $20 \pm 1,5$ мкм, а с $37 \pm 1,5$ мкм разрушение было полностью хрупкое (рис. 4 а) независимо от направления излома.

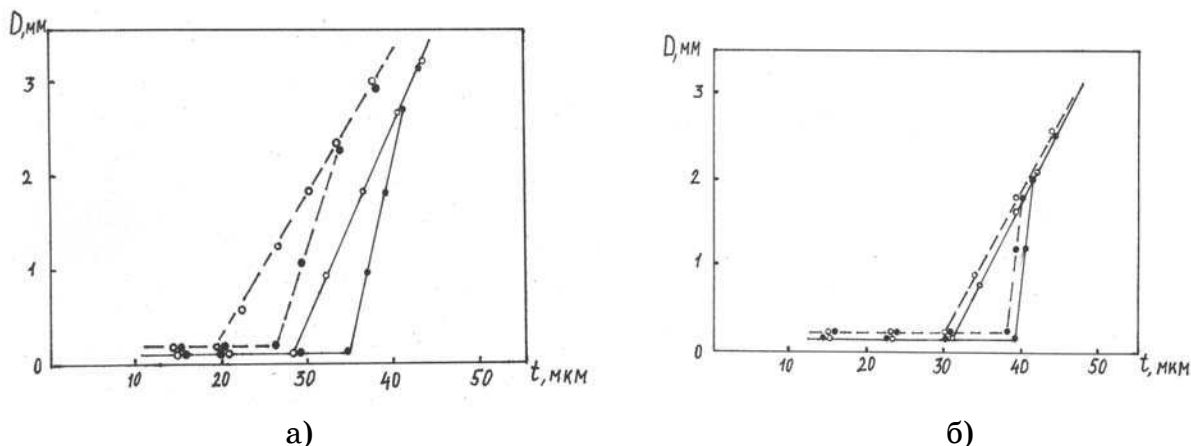


Рисунок 4 - Зависимость диаметра излома (D) аморфной ленты сплава Fe83B17 от её толщины (t): а) стальной или фторопластовый лентосъёмник; б) медный лентосъёмник длиной 40 мм (“—” для барабана из меди; “- - -” барабана из стали X18H10T; “•” – свободная, “○” – контактная сторона ленты наружу).

Установка медного лентосъёмника заданной кривизны длиной 40 мм к барабану из X18H10T снижала хрупкость лент (рис. 4 б). На контактной стороне она начиналась при $30 \pm 1,5$ мкм, а на свободной – при $40 \pm 1,5$ мкм. При толщине ленты свыше $42 \pm 1,5$ мкм направление изгиба также не имело значения. Сочетание медного лентосъёмника с медным барабаном не оказало существенного влияния на параметры (толщину) охрупчивания ленты, оставляя их практически неизменными (рис. 4 а). Таким образом, расчетные и экспериментальные результаты по охлаждению ленты на лентосъёмнике согласуются между собой и тем самым дают основание считать конструктивные элементы установок параметрами, влияющими на характеристики получаемых лент.

Выводы

1. Теплоотдача на лентосъёмнике соизмерима с теплоотдачей при охлаждении расплава на стальном барабане. При этом охлаждение наружной и контактной сторон ленты отличается между собой незначительно, а разогревом ленты за счет трения можно пренебречь.

2. Лимитирующим фактором охлаждения на лентосъёмнике является шероховатость контактной поверхности ленты и лентосъёмника.

3. Металлический лентосъёмник можно рассматривать как дополнительную зону охлаждения ленты, что хорошо согласуется с расчетами и экспериментом.

ЛИТЕРАТУРА

1. Сребрянский Г. А., Стовпченко А. П., Чудная В. Л. Анализ условий формирования металлической ленты при закалке расплава на вращающемся барабане// Сучасні проблеми металургії. Наукові праці. – том 7. – Дніпропетровськ: «Системні технології», 2005. – 151 с. – С. 54 – 68.

2. Чернов В. С., Иванов О. Г., Евтеев А. С. Влияние условий получения на свойства аморфных магнитомягких сплавов. Часть I. Исходное состояние// Материаловедение. – 2004. – № 3. – С. 34 – 40.
3. Овчаров В. П., Золотарёв С. Н., Дорофеева Е. А. Формообразование аморфной металлической ленты при закалке расплава// В кн. 14 Metalltaugung in der DDR. Amorphe metallische Wertstoffe: Dresden (6 bis 8 April 1981). – 1981. – S. 96 – 104.
4. Стародубцев Ю. Н., Белозёров В. Я. Магнитные свойства аморфных и нанокристаллических сплавов. Екатеринбург: Изд-во УрГУ, 2002. – 380 с.
5. Ravuna D. Production of metallic glass ribbons by the chill-black melt-spinning technique in stabilized laboratory conditions// J. Mater. Sci. – 1981. – № 16. – P. 2419 – 2433.
6. Liebermann H. H. Manufacture of amorphous alloy ribbons// IEEE Trans. On Magn. – 1979. – V. 5. – № 6. – P. 1393 – 1397.
7. Металлические стёкла/ Под ред. Гилмана Дж. Дж. и Лими Х. Дж., США, 1978; Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1984. – 261 с.
8. Аморфные металлы/ Под ред. проф. Ц. Масумото, пер. с японского. – М.: Металлургия, 1987. – 328 с.
9. Чернов В. С., Иванов О. Г., Евгеев А. С. Основные условия стабильности технологии производства медных лент из аморфных сплавов// Сталь. – 2001. – № 4. – С. 67 – 69.
10. Аморфные металлические сплавы/ Под ред. Люборского Ф. Е.: Пер. с англ. Под ред. Прокошина А. Ф. – М.: Металлургия, 1987. – 584 с.
11. Шмырёва Т. П., Береза Е. Ю. Быстроохлаждённые эвтектические сплавы. Киев: Техника, 1990. – 144 с.
12. Болгарский А. В., Мукачов Г. А., Цукан В. К. Термодинамика и теплопередача. М.: Высш. Школа, 1975. – 495 с.
13. Сверхбыстрая закалка жидких сплавов: Сб. научн. трудов. Под ред. Борисова В.Т. – М.: Металлургия, 1986. – 375 с.
14. Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике. Справочник. М.: Энергоиздат, 1967. – 197 с.
15. Сребрянский Г. А., Стародубцев Ю. Н. Основные принципы совершенствования технологии производства аморфной ленты// Сталь. – 1991. – № 9. – С. 73 – 78.
16. Исследование теплообмена в потоках жидкости и газа. Сб. под ред. В. К. Кошкина. М.: Машиностроение, 1965. – 226 с.
17. Сушкин И. Н. Основы теплотехники. М.: Металлургиздат, 1958. – 389 с.
18. Золотарёв С. Н., Шумаков С. Н. Рельеф контактной поверхности быстрозакалённых лент// ФММ. – 1987. – т.64. – вып. 2. – С. 349 – 357.
19. Шлихтинг Г. Теория пограничного слоя. М.: Наука, 1969. – 724 с.

О ПРОБЛЕМЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПАРАМЕТРОВ СКОРОСТНОЙ СФЕРОИДИЗИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ УГЛЕРОДИСТЫХ И НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Представлено математическое описание кинетики распада переохлажденного аустенита с учетом особенностей скоростных режимов сфероидизирующей обработки стали. Полученные результаты обсуждаются с позиций возможного выбора параметров термообработки углеродистых и низколегированных сталей при разработке соответствующих математических моделей.

Представлено математичний опис кінетики розпаду переохоложеного аустеніту з урахуванням особливостей швидкісних режимів сфероїдируючої обробки сталі. Отримані результати обговорюються з позицій можливого використання при розробці математичної моделі вибору параметрів термообробки вуглецевих і низьколегованих сталей.

The mathematical description of disintegration kinetics of supercooled austenite taking into account the special features of the high-speed modes of spheroidizing steel processing is represented. The obtained results are discussing from the position of their possible usage with the development of the mathematical models of the selection of the parameters of the heat treatment of carbonaceous and low-alloyed steel.

Постановка проблемы. В настоящее время термическая обработка (ТО) металла является наиболее перспективным и технологически легко реализуемым способом коренного улучшения потребительского качества металлоизделий. Сегодня ТО, как способ подготовки металла к последующей холодной пластической деформации (высадке), реализуется различными технологическими процессами.

Известно, что стали для холодной высадки должны иметь в исходном состоянии структуру зернистого перлита определенного балла, т. е. перлита с глобулярной формой карбидной фазы определенного размера. Такая структура, по сравнению со структурой пластинчатого перлита, обладает рядом достоинств [1]. Для получения структуры с частично или полностью сфероидизированной карбидной фазой, обладающей наилучшей технологичностью и экономичностью при последующих переделах, металлоизделия подвергают сфероидизирующему отжигу. Возможны несколько принципиально различных способов проведения сфероидизации карбидной фазы. Первый – непосредственная сфероидизация, осуществляемая путем нагрева стали до подкритических температур и выдержки в течение времени, достаточного для завершения процессов сфероидизации; второй – создание условий для абнормального распада аустенита на структуру зернистого перлита. Оба способа сфероидизации карбидной фазы требуют длительного времени для реализации процесса ТО и обладают рядом других недостатков [2].

Прогрессивным способом ТО металлоизделий является электротермическая обработка металла. Отличительной особенностью электротермической обработки металлоизделий являются высокие скорости нагрева. В отличие от обычных (печных) методов ТО при электротермической обработке появляются дополнительные источники воздействия на структуру, основными из которых являются фазовые превращения, градиенты температур и термические напряжения, обусловленные разницей теплофизических характеристик фаз, составляющих структуру. Такая технология обеспечивает получение более высокого комплекса свойств обрабатываемого металла по сравнению с печным нагревом. Поэтому знание закономерностей формирования структуры, а значит и свойств материала при скоростном нагреве и интенсивном охлаждении является актуальной задачей.

Анализ последних достижений в данной области. Современное оборудование позволяет вести процесс ТО со скоростью нагрева от десятых долей градусов в секунду (печной нагрев) до сотен (нагрев электроконтактный и токами высокой частоты). Температурный диапазон зависит от назначения термического воздействия, физико-механических и теплофизических свойств материала, а также от его структурного состояния.

Основные цели сфероидизирующего отжига – перекристаллизация стали и устранение внутренних напряжений. Это позволяет обеспечить требуемый уровень комплекса свойств: пределов прочности и текучести, пластичности и вязкости. При высоких скоростях нагрева рост аустенитного зерна происходит медленно и потому нагрев до высоких температур не ведет к интенсивному увеличению зерна. Увеличение размеров зерен идет при переменной температуре нагрева в 3 раза медленнее, чем в изотермических условиях при соответствующей температуре [2]. Если произвести охлаждение стали, нагретой на 10-15⁰С выше температуры точки Ас₁, то вследствие обратной перекристаллизации образуется мелкое зерно перлита. В процессе охлаждения стали распад аустенита происходит следующим образом: вначале распадаются на феррит и перлит те мелкие зерна аустенита, которые имеют меньшую концентрацию углерода (внутренние), т.е. начинается выделение феррита в центральной части аустенитных зерен. В результате быстрого нагрева стали до температуры несколько выше точки Ас₁ с последующим полным охлаждением получим структуру состоящую из зерен феррита и мелкозернистой смеси перлита и феррита, т.е. Ф+(Ф+П). Получение мелкодисперсной структуры всегда благоприятно для механических свойств металлов.

Для получения в структуре сталей цементита (или карбидов) не в виде пластин, а в виде мелких зерен нагрев ведут до температуры несколько выше точки Ас₁, далее охлаждают до начала перлитного превращения и не дожидаясь его окончания, быстро охлаждают до комнатной температуры [2]. В результате такой ТО образуется зернистый перлит по всему объему металла.

В результате быстрого нагрева и неполной аустенизации стали для холодной высадки происходит частичное растворение пластин цементита. При последующем охлаждении со скоростью 5°C в минуту в интервале температур ($T_{\text{н}}-Ar_1$) образовавшийся аустенит распадается по аномальному механизму на феррит и цементит, что обеспечивает сфероидизацию структуры [3]. Характер превращения переохлажденного аустенита борсодержащих сталей 20Г2Р, 30Г1Р подробно описан в работах [8,9]. Выявлены особенности влияния скорости охлаждения недеформированного аустенита на объемную долю структурных составляющих указанных сталей. В результате проведенных исследований получены качественные характеристики структурообразования борсодержащих сталей. Исследования [10] режимов отжига с индукционным нагревом легированных сталей для высокопрочного крепежа позволили установить степень влияния скорости охлаждения на дисперсность карбидов и распределение структурных составляющих. Установлено, что увеличение скорости охлаждения сопровождается изменением микроструктуры и более равномерным распределением ее составляющих.

Как видим, в настоящее время накоплен определенный опыт проведения электротермической обработки с целью получения требуемой структуры металла, определяющей механические свойства обрабатываемых сталей [2-11]. Однако указывается [11] на то, что существует предельная величина скорости охлаждения, при которой достигается определенная степень сфероидизации.

Таким образом, в настоящее время опубликовано большое количество работ, в которых рассматриваются вопросы влияния скорости охлаждения при электротермической обработке углеродистых и низколегированных сталей на структурообразование, а, следовательно, на формирование требуемых механических свойств металлоизделий. Однако имеющиеся научные данные являются разобщенными, в результате чего трудно установить общие закономерности и тенденции, определяющие степень влияния скорости охлаждения на механические свойства и степень сфероидизации цементита различных марок сталей.

Целью настоящих исследований является обобщение имеющихся экспериментальных данных о структурных превращениях при охлаждении углеродистых и низколегированных сталей и выявление закономерностей влияния скорости охлаждения на характер превращений в исследуемых сталях.

Изложение основного материала исследования. Исследования [8,9], выполненные автором в соавторстве, позволили получить качественную картину структурообразования в борсодержащей стали 30Г1Р (рис1,б), а по данным работы [12] построить кривые структурообразования для стали 20Г2Р рис.(1, а). Сопоставление кривых для соответствующих структурных составляющих показывает, что образование объемной доли бейнита, феррита, перлита как для стали 20Г2Р, так и для стали 30Г1Р осуществляются по кривым, имеющим общий характер изменения. Так, например, для бей-

нита при скорости охлаждения от $0,5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ до приблизительно $10^{\circ}\text{C}/\text{c}$ наблюдается рост количества бейнита в пределах от 5% до 60-65%, а при дальнейшем увеличении скорости охлаждения до $100^{\circ}\text{C}/\text{c}$ наблюдается резкое снижение доли бейнита в объеме структуры. Образование объемной доли феррита для обеих сталей характеризуется следующим распределением: при охлаждении со скоростью $0,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$ количество феррита составляет 60% для стали 30Г1Р и 65% для стали 20Г2Р. По мере роста скорости охлаждения объемная доля феррита уменьшается и при скорости приблизительно $15^{\circ}\text{C}/\text{c}$ она составляет в объеме структур 5-15% для стали 20Г2Р и 25% для стали 30Г1Р. Доля перлитной составляющей при малых скоростях охлаждения (менее $1^{\circ}\text{C}/\text{c}$) остается постоянной, либо незначительно увеличивается, а при дальнейшем увеличении скорости охлаждения снижается до 3-5%.

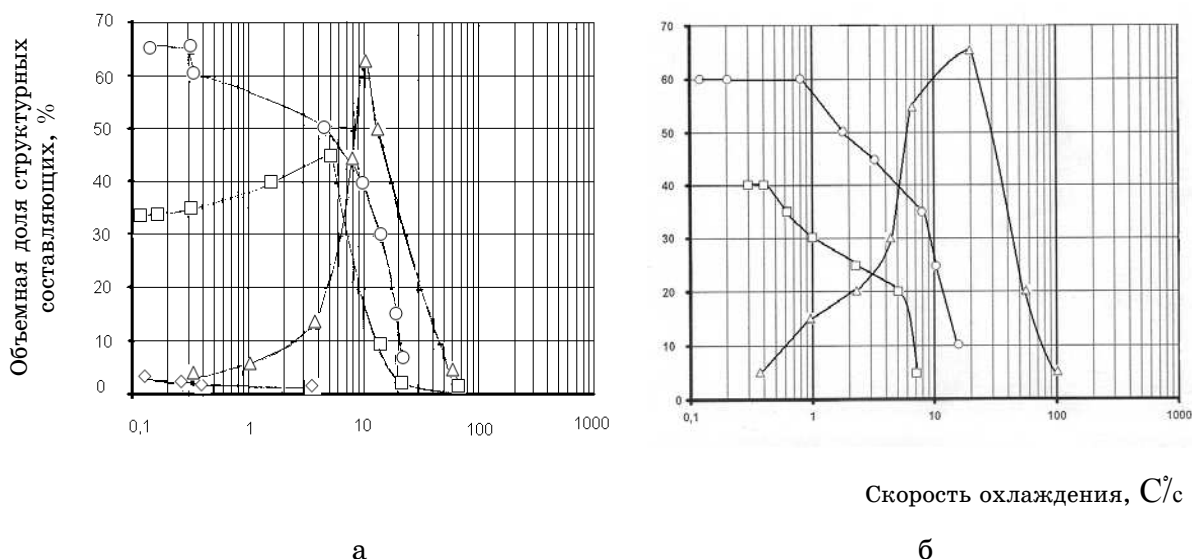


Рисунок 1 - Влияние скорости охлаждения на объемную долю структурных составляющих стали: а) 20Г2Р; б) 30Г1Р; Δ - бейнит; \circ - феррит; \square - перлит.

Идентичное поведение в распределении соответствующих структурных составляющих для близких по назначению марок стали дает основание считать, что существуют группы сталей, которые будут характеризоваться приблизительно одинаковыми условиями формирования фазовых превращений.

Для проверки этой гипотезы построили кривые, характеризующие превращения аустенита при непрерывном охлаждении сталей марок 10 и 15. (рис. 2, а, б). Как видим, характеры превращений соответствующих структур близки. Сопоставление и анализ графического материала подтвердил гипотезу об имеющемся общем характере и тенденциях превращения переохлажденного аустенита для углеродистых сталей. Это открывает возможности прогнозирования механических свойств стали при проведении ТО путем разработки математической модели формирования параметров структуры при различных скоростях охлаждения металла.

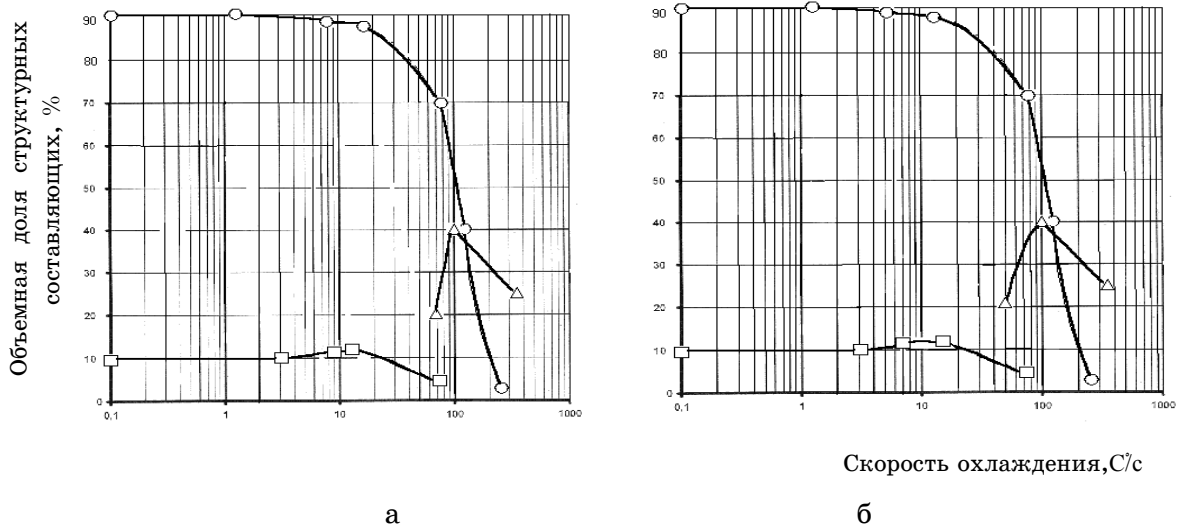


Рисунок 2 - Влияние скорости охлаждения на объемную долю структурных составляющих: а)сталь 10; б)сталь 15: Δ - бейнит; \circ – феррит; \square – перлит

Необходимо отметить, что в последние десятилетия развиваются представления и методики количественного описания параметров структуры различных марок сталей. Авторами работ [13-17], предлагаются различные подходы и методы построения математических моделей изменения механических свойств стали при проведении ТО.

Расчет доли структурных составляющих [13] осуществляется с применением формулы Авраами, которая предполагает экспоненциальный вид исследуемой зависимости для низколегированных и низкоуглеродистых сталей. В работе [14] расчет времени перлитного превращения от температуры так же проводится по экспоненциальной зависимости. Однако в случае значительной нелинейности параметров экспоненциальная зависимость является приближенным описанием процесса. В качестве примера рассмотрим зависимости, описывающие структурные изменения в стали 10 (рис.3). Несложный анализ, выполненный при помощи табличного процессора EXCEL, показывает, что аппроксимация экспериментальной кривой в виде экспоненциальной зависимости, дает хорошее совпадение в некоторых узлах сетки, однако в критических точках (точках перегиба кривой) имеем большое расхождение данных, что приведет к значительной погрешности вычислений.

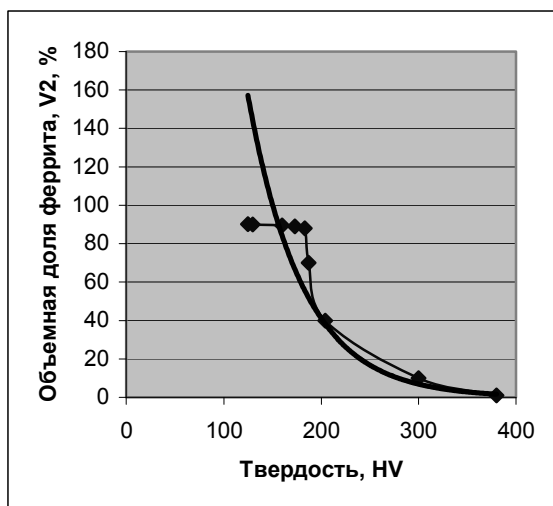


Рисунок 3 - Кривые соответствия твердости и ферритной составляющей структуры: —◆—экспериментальные данные; — расчетные данные по экспоненциальной зависимости.

В работе [13] при построении математической модели процесса фазового распада аустенита на феррит, перлит, бейнит применен метод множественного регрессионного анализа. Однако полученные уравнения описания кривых распада аустенита имеют коэффициенты множественной корреляции $R=0,60-0,80$. Такой разброс R и нижний его предел, говорит, о значительном влиянии химического состава стали и, поэтому, применимость предлагаемых уравнений для различных марок стали неоднозначно.

Основные принципы построения математических моделей

Для построения математических моделей выбора параметров процесса ТО воспользуемся термокинетическими диаграммами [18], на которых в координатах $\log(T, \tau)$, представлены кривые охлаждения с указанием твердости стали HV в единицах по Виккерсу, обозначив этот параметр через U . Обозначим начало образования и конец превращения феррита соответственно F_s и F_f , начало и окончание перлитного превращения P_s и P_f , начало и окончание бейнитного превращения B_s и B_f , а также начало и конец мартенситного превращения M_s и M_f . По ТКД для требуемой твердости стали выбираем соответствующую кривую изменения температуры, по которой определяем время начала τ_{Fs} и окончания τ_{Ff} процесса ферритного превращения. При этом после прохождения зоны превращения феррита будет известна его объемная доля в структуре V . Фазовый состав стали определяется в объемных долях V_i ($i=1-5$), где V_1 – объемная доля аустенита, V_2 – феррита, V_3 – перлита, V_4 – бейнита, V_5 – мартенсита. На каждом шаге превращения должно выполняться условие:

$$\sum_{i=1}^5 V_i = 1 .$$

Температурно- временные интервалы процесса охлаждения, в пределах которых выполнено построение математической модели, составили: температурный интервал – от A_{c1} до M_s , а временной – от 0,1 до 3000с.

Длительность ферритного превращения τ_F определяли как разницу координат опорных точек начала и окончания процесса превращения:

$$\tau_F = S_K - S_N.$$

По полученным данным (обработано 10 ТКД) составлены таблицы соответствия экспериментальных данных и построены кривые соответствия:

- твердости U и доли феррита V_2 (рис. 4);
- доли феррита V_2 и длительности ферритного превращения τ_F (рис. 5).

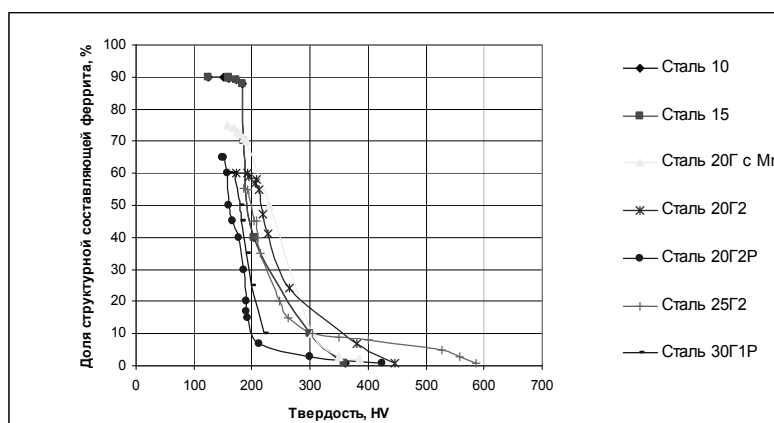


Рисунок 4 - Кривые соответствия твердости и объемной доли феррита углеродистых и низколегированных сталей

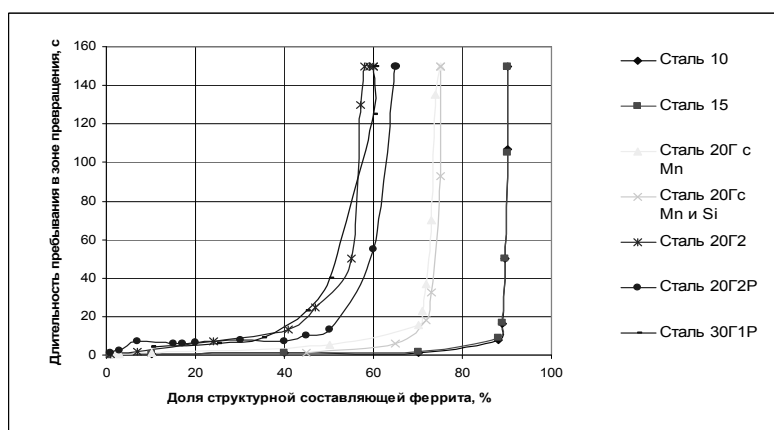


Рисунок 5 - Кривые соответствия доли ферритной составляющей и длительности ферритного превращения углеродистых и низколегированных сталей

Из представленных графиков видно, что кривые соответствия имеют значительную нелинейность. Применение этих зависимостей при моделировании требует как можно более точного их описания. Это достигается методами приближенного представления функций. Эта проблема возникает по двум причинам. Первая предполагает наличие аналитического, но трудно-выполнимого объекта, который следует заменить более простым, быть может, проиграв при этом в точности, но выиграв в экономичности. Вторая

причина состоит в том, что исходные данные дискретны, а задача может требовать некоторого функционального представления кривой. В этой связи, задача построения математической модели разбивается на два последовательных этапа:

- с применением математического аппарата методом интерполирования функций необходимо получить наилучшее приближение теоретических кривых с экспериментальными данными;

- окончательное построение модели параметров ТО.

В данной работе изложен I этап построения математической модели.

Моделирование при помощи интерполяционных полиномов

Классический аппарат решения таких задач – теория полиномиальных и дробно-рациональных приближений [19]. Для решения задачи приближенного восстановления функции $V_2(u)$ в произвольной точке u пользуются построением алгебраического многочлена $L_n(u)$ степени n , который в точках u_i принимает заданные значения, т.е.

$$L_n(u) = V_2(u_i), \quad i=0,1,\dots,n. \quad (1)$$

Точки u_i , для $i=0,1,2,\dots,n$, являются узлами интерполяции.

Интерполяционный полином Ньютона, в основном, применяется в случае равноотстоящих узлов сетки. Поскольку рассматриваемые экспериментальные данные не отвечают указанному требованию, то полином Ньютона не приведет к построению адекватной модели.

Интерполирование функций, заданных в неравноотстоящих узлах сетки, производится при помощи интерполяционного полинома Лагранжа. Для выполнения необходимых расчетов сформулируем задачу математически. Пусть заданы дискретные значения твердости стали, $u_1, u_2, u_3, \dots, u_n$ и функциональные значения $V_2(u)$ доли ферритной составляющей структуры с соответствующими значениями $v_2_1, v_2_2, v_2_3, \dots, v_2_n$. Необходимо построить интерполяционную функцию $L_n(u_n)$, причем такую, которая в указанных точках принимает те же значения, т.е. $V_2(u_0) = L_0(u_0)$; $V_2(u_1) = L_1(u_1)$; $V_2(u_2) = L_2(u_2)$; $V_2(u_3) = L_3(u_3), \dots, V_2(u_n) = L_n(u_n)$. С точки зрения геометрической постановки задача означает, что необходимо построить кривую соответствия объемной доли феррита V_2 от твердости U , которая будет проходить через систему заданных точек.

Математическое выражение (интерполяционный многочлен n -ой степени), удовлетворяющее условию (1) при $n=1$ имеет вид:

$$L_1(u) = \frac{u - u_1}{u_0 - u_1} \cdot V_2_0 + \frac{u - u_0}{u_1 - u_0} \cdot V_2_1. \quad (2)$$

При $n=2$ формула примет вид:

$$L_2(u) = \frac{(u - u_1) \cdot (u - u_2)}{(u_0 - u_1) \cdot (u_0 - u_2)} \cdot V_2_0 + \frac{(u - u_0) \cdot (u - u_2)}{(u_1 - u_0) \cdot (u_1 - u_2)} \cdot V_2_1 + \frac{(u - u_0) \cdot (u - u_1)}{(u_2 - u_0) \cdot (u_2 - u_1)} \cdot V_2_2. \quad (3)$$

В общем случае при любом натуральном n имеем

$$L_n(u) = \sum_{i=0}^n p_{ni}(u) * V2_i, \quad (4)$$

где

$$p_{ni}(u) = \frac{(u - u_0) \dots (u - u_{i-1}) \cdot (u - u_{i+1}) \dots (u - u_n)}{(u_i - u_0) \dots (u_i - u_{i-1}) \cdot (u_i - u_{i+1}) \dots (u_i - u_n)}, \quad (5)$$

$$i = 0, 1, 2, \dots, n.$$

При произвольном натуральном значении n функции (5) являются алгебраическими многочленами степени n . Следовательно, функция (4) также является многочленом степени n , причем поскольку $p_{ni}(u_i) = 1$, а $p_{ni}(u_j) = 0$ при $j \neq i, 0 \leq j \leq n$, то выполняются требования (1).

В соответствие с приведенной методикой разработан алгоритм и составлена программа в среде VB EXCEL. Геометрическая интерпретация полученных результатов представлена на рис.6.

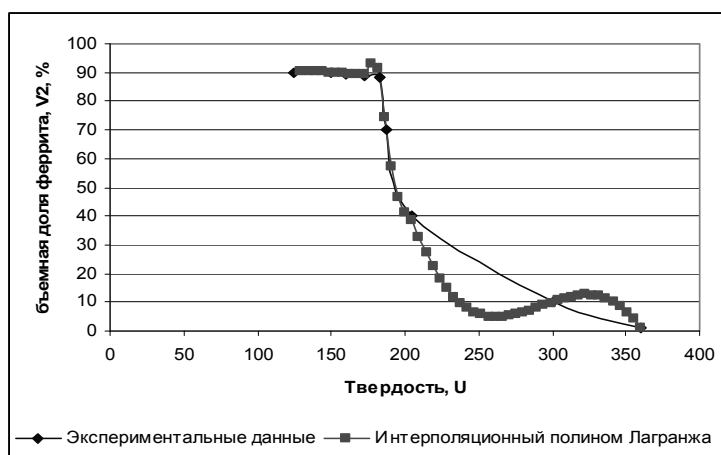


Рисунок 6 - Кривые соответствия твердости и ферритной составляющей структуры стали 10

Анализ полученных результатов показывает, что на гладких участках сетки полином дает хорошее совпадение с экспериментальными данными, однако в местах перегиба экспериментальной кривой появляются значительные расхождения фактических и расчетных данных. Причиной полученных результатов является, скорее всего, недостаточное количество экспериментально заданных точек. Поскольку количество экспериментальных данных ограничено, реализация метода приближения функции с применением интерполяционного многочлена Лагранжа для рассматриваемого типа данных не целесообразна.

Моделирование при помощи регрессионной модели

Очевидно, что для исследования применения регрессионных моделей, здесь необходимо использовать вариант собственно нелинейных регрессий. Для аналитического решения соответствующих математических моделей необходимо исследовать систему нелинейных уравнений. Однако, заметим, что в настоящее время нет универсальных методов решения нелинейных

уравнений. В этой связи на практике вопросы моделирования нелинейных регрессий выполняют, применяя соответствующие пакеты прикладных программ (ППП). В данной работе при помощи инструментов «Пакета анализа» MS EXCEL проведена аппроксимация экспериментальных кривых методом регрессионного анализа. Для демонстрации на рис. 7 представлена одна из исследуемых зависимостей - аппроксимирующая кривая в виде полинома третьей степени. Проведена серия соответствующих исследований. Для каждой из анализируемых зависимостей был проведен этап проверки адекватности математической модели. Применение F – статистики Фишера показал, что коэффициент детерминации статистически не значим. В этой связи становится очевидным, что применение регрессионных моделей для описания заданных зависимостей приведет к значительным погрешностям вычислений при разработке математической модели процесса ТО. Таким образом, применение классических вычислительных методов не приведет к желаемым результатам с точки зрения точности вычислений.

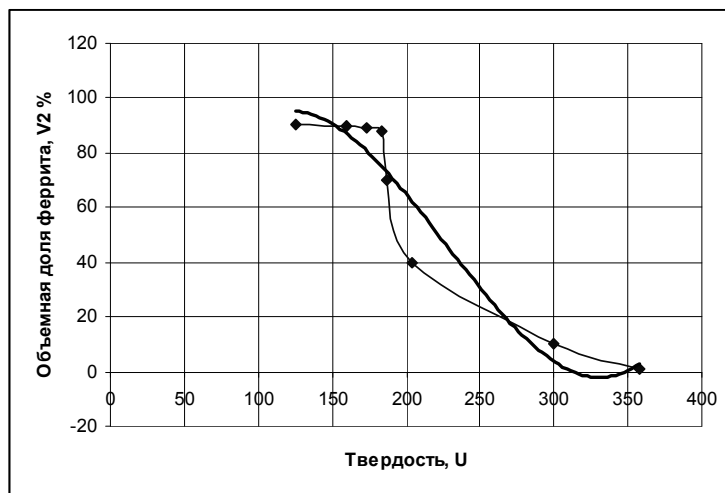


Рисунок 7 - Кривые соответствия твердости и ферритной составляющей структуры стали 10: ■ экспериментальные данные; — полином 3^{ей} степени.

Моделирование при помощи сплайн функций

Итак, для исследуемой системы данных, аппарат полиномиальных приближений мало пригоден для аппроксимации функций с конечной, притом небольшой, гладкостью. Это обстоятельство привело к необходимости решения задачи с применением сплайн функций [20]. В основе сплайн-интерполяции лежит следующий принцип. Интервал интерполяции разбивается на конечное число отрезков, на каждом из которых функция задается некоторым алгебраическим полиномом. Максимальная степень из использованных полиномов является степенью сплайна. Основным достоинством сплайн-интерполяции являются её устойчивость и малая трудоемкость. Системы линейных уравнений, которые требуется решать для построения сплайнов, очень хорошо обусловлены, что позволяет получать коэффициенты полиномов с высокой точностью.

На практике наиболее широкое распространение получили сплайны третьей степени (кубические сплайны) [21]. Общие для всей типов сплайнов третьего порядка требования – непрерывность функции и прохождение через предписанные ей точки. В нашем случае, кубический сплайн – это функция $S(u)$, которая:

- на каждом отрезке является полиномом третьей степени;
- имеет непрерывную производную;
- в точках u_i обеспечивает выполнение равенства $S(u_i) = V_2(u_i)$.

Сформулируем задачу математически. Требуется построить интерполирующую функцию $S(u)$, такую, что она принимает в указанных точках те же значения, т.е. $S(u_0) = V_2(u_0)$, $S(u_1) = V_2(u_1), \dots, S(u_n) = V_2(u_n)$. В общей постановке кривая $S(u)$ состоит из отдельных отрезков, а на каждом из частичных отрезков $[u_{k-1}, u_k]$ функция $S(u)$ является кубическим полиномом и на указанном отрезке имеет следующее выражение:

$$S_k(u) = a_k + b_k(u - u_k) + c_k(u - u_k)^2 + d_k(u - u_k)^3,$$

где

$$S = S_1 \text{ на интервале } [u_0, u_1];$$

$$S = S_2 \text{ на интервале } [u_1, u_2];$$

...

$$S = S_n \text{ на интервале } [u_{n-1}, u_n].$$

При этом, на каждом из отрезков $[u_{k-1}, u_k]$ коэффициенты полинома a_k, b_k, c_k, d_k разные. Для определения этих коэффициентов накладываем условия непрерывности функции, а именно непрерывности первой и второй производной функции $S(u)$, а также равенства вторых производных функции на концах отрезка $[u_0, u_n]$, т.е.

$$S_{k-1}(u_{k-1}) = S_k(u_{k-1}),$$

$$S'_{k-1}(u_{k-1}) = S'_k(u_{k-1}),$$

$$S''_{k-1}(u_{k-1}) = S''_k(u_{k-1}),$$

При $k=2,3,\dots,n$.

$$S''(u_0) = 0, \quad S''(u_n) = 0$$

Найдем выражения для производных функции S_k

$$S'_k(u) = b_k + 2 c_k (u - u_k) + 3 d_k (u - u_k)^2,$$

$$S''_k(u) = 2 c_k + 6 d_k (u - u_k).$$

Введём обозначения:

$$h_k = u_k - u_{k-1}, \quad k = 1, 2, \dots, n.$$

$$I_k = \frac{(v_2^k - v_2^{k-1})}{h_k}, \quad k = 1, 2, \dots, n, \text{ а также } c_0 = 0.$$

Подставив выражения для производных функции S_k в условия непрерывности, получим систему:

$$a_1 - b_1 h_1 + c_1 h_1^2 - d_1 h_1^3 = v_2^0,$$

$$a_k = v_2^k, \quad k = 1, 2, 3, \dots, n,$$

$$a_{k-1} = a_k - b_k h_k + c_k h_k^2 - d_k h_k^3, \quad k = 1, 2, 3, \dots, n,$$

$$b_{k-1} = b_k - 2c_k h_k + 3d_k h_k^2, \quad k = 2, 3, \dots, n,$$

$$c_{k-1} = c_k - 3d_k h_k, \quad k = 2, 3, \dots, n,$$

$$c_1 - 3d_1 h_1 = 0$$

$$c_n = 0.$$

Вычисления коэффициентов c_k , b_k , d_k проводится с помощью метода прогонки. Для этого введем прогоночные коэффициенты:

$$\delta_1 = -\frac{h_2}{2 \cdot (h_1 + h_2)},$$

$$\lambda_1 = \frac{3 \cdot (I_2 - I_1)}{2 \cdot (h_1 + h_2)},$$

$$\delta_{k-1} = -\frac{h_k}{2 \cdot h_{k-1} + 2 \cdot h_k + h_{k-1} \cdot \delta_{k-2}}, k = 3, 4, \dots, n,$$

$$\lambda_{k-1} = \frac{3 \cdot I_k - 3 \cdot I_{k-1} - h_{k-1} \cdot \lambda_{k-2}}{2 \cdot h_{k-1} + 2 \cdot h_k + h_{k-1} \cdot \delta_{k-2}}.$$

Далее определяем коэффициент c_k по формулам обратной прогонки

$$c_{k-1} = \delta_{k-1} \cdot c_k + \lambda_{k-1}, k = n, n-1, n-2, \dots, 2,$$

после чего находим b_k , d_k по следующим формулам:

$$b_k = I_k + \frac{2 \cdot c_k \cdot h_k + h_k \cdot c_{k-1}}{3}, k = 1, 2, \dots, n,$$

$$d_k = \frac{c_k - c_{k-1}}{3 \cdot h_k}, k = 2, \dots, n.$$

Разработанный алгоритм реализован в виде программы на языке С. Анализ полученной математической модели и ее геометрическая интерпретация, приведенная на рис. 8, подтверждает хорошее совпадение экспериментальных и теоретических данных.

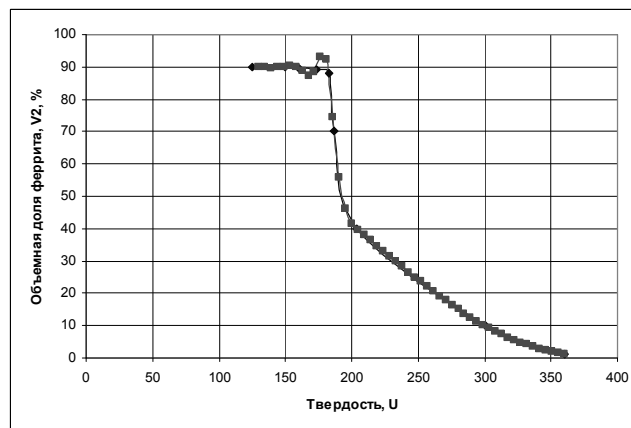


Рисунок 8 - Кривые соответствия твердости и ферритной составляющей структуры стали 10: \blacklozenge экспериментальные данные; \blacksquare кубическая сплайн функция

Вычислительный эксперимент. Для проведения вычислительных экспериментов разработан ППП «ТОМ». ППП реализует первый этап построения математической модели.

В качестве примера, приведем расчет характеристик процесса термообработки стали 10. В главном меню системы в поле «марка стали» выби-

рается требуемая марка стали. В данном примере (рис. 9,а) была выбрана сталь 10. Кроме того, главное меню системы предусматривает указание характера сплайн – интерполяции. ППП реализует несколько способов сплайн – интерполяции. В данном случае характер сплайн – интерполяции кубический (рис. 9,б).

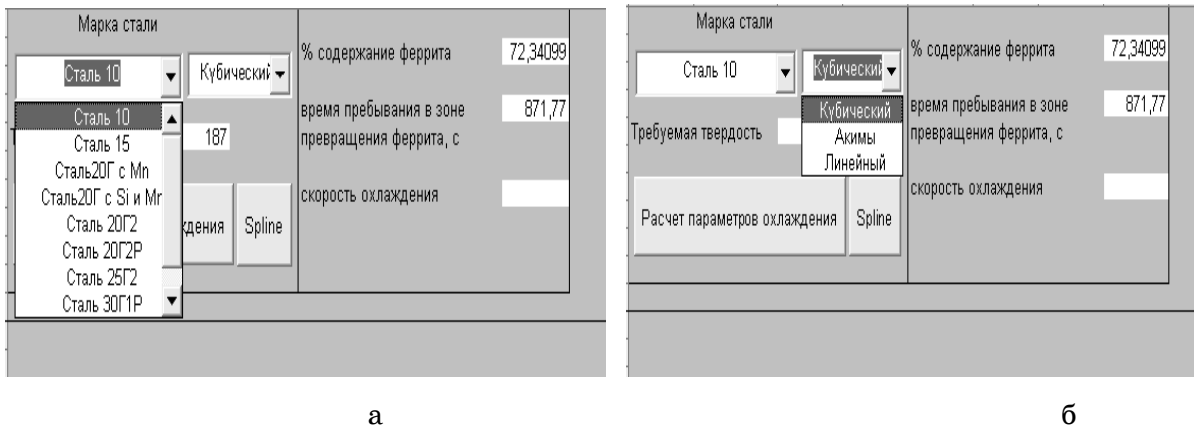


Рисунок 9 - Ввод исходных данных: а) выбор марки стали; б) выбор вида сплайн – интерполяции.

После обращения к кнопке “Spline”, осуществляется процесс расчета доли ферритной составляющей структуры металла по заданной твердости стали (рис. 10). Кроме аналитической процедуры обработки данных методом сплайн – интерполяции разработанный ППП позволяет формировать требуемые графические зависимости.

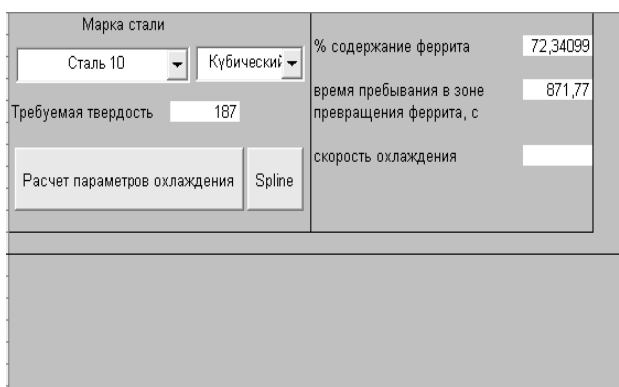


Рисунок 10 - Информация о расчетных характеристиках процесса ТО

Второй этап построения математической модели в данном ППП предусматривает расчет скорости охлаждения, обеспечивающей получение требуемых свойств заданной марки стали.

Выводы и перспективы дальнейших исследований

1. Представлен вариант математического описания кинетики распада переохлажденного аустенита, с учетом особенностей скоростных режимов сфероидизирующей обработки стали. Выбор параметров режима ТО углеродистых и низколегированных сталей осуществляется на основе разработки соответствующих математических моделей.

2. Математическое описание выбора параметров режима ТО сталей выполнялось на основе применения трех подходов: регрессионных моделей, интерполяционных моделей и формирование математических моделей при помощи сплайн функций. Наиболее удачным является вариант моделирования при помощи сплайн функций третьего порядка.

3. Разработан ППП «ТОМ», который позволяет определять параметры режима ТО для получения требуемых характеристик обрабатываемой стали.

ЛИТЕРАТУРА

1. И.Е. Долженков, И.И. Долженков. Сфероидизация карбидов в стали. - М.: Металлургия, 1984.- 143 с.
2. Федюкин В.К., Смагоринский М.Е. Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. - Л.: Машиностроение, 1981. – 255с.: ил.
3. Бобылев М.В., Гринберг В.Е., Закиров Д.М., Лавриненко Ю.А. Подготовка структуры при электротермообработке сталей, применяемых для высадки высокопрочных крепежных изделий // Сталь.- 1996.- № 11.-С 54 -60.
4. Парусов В.В., Жукова С.Ю., Евсюков М.Ф. и др. Кинетика фазовых превращений в катанке из непрерывнолитой электростали Св-08Г2С при непрерывном охлаждении // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. научн. трудов ИЧМ НАНУ.- Днепропетровск: Визион, 2004.- Вып. 9.- С.191-197.
5. Хасин Г.А., Дианов А.И., Попова Т.Н. и др. Электротермическая обработка и тёплое волочение стали.- М.: Металлургия, 1984.- 152 с.
6. Кидин И.Н. Фазовые превращения при ускоренном нагреве стали.- М.: Металлургия, 1957.- 280с.
7. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов.- М.: Металлургия, 1969.- 375 с.
8. Колпак В.П., Соболенко М.А., Кокашинская Г.В. Разработка скоростных режимов сфероидизирующей обработки борсодержащей стали // ОТТОМ-08. 2007. Т.2.
9. Колпак В.П., Соболенко М.А., Кокашинская Г.В., Мачуская Н.Д. Исследование кинетики распада недеформированного переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении стали 30Г1Р.// Новости науки Приднпровья. 2006.- №5.- с.48-52.
10. Бобылев М.В., Закиров Д.М., Лавриненко Ю.А. Оптимизация режимов отжига с индукционным нагревом сталей 20Г2Р и 38ХГНМ// Сталь. 1999.- №4.- С.67-70
11. Бобылев М.В., Гончарук Е.И., Лехтман А.А., Майстренко В.В. Качество сортового проката из термоулучшаемой стали 20Г2Р производства ОАО ОЭМК // Сталь.2002.- №11.- С.63-67.
12. Колпак В.П., Лещенко А.Н., Чинокалов В.Я. и др. Влияние скорости охлаждения на структуру и свойства стали 20Г2Р // Известия ВУЗов. Черная металлургия.- 1995.- № 2.- С.54-56.
13. Ноговицын А.В. и др. Математическое описание закономерностей превращения аустенита в изотермических условиях в низкоуглеродистых и низколегированных сталях // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. науч. тр. НАН Украины.-Киев: Наук. думка. 1999.-С.285-291.

14. Чернишов А.П. Формирование структуры и свойств при охлаждении рулонов горячекатаных полос // Автореферат дис. канд. наук. – Липецк: 1991. – 20 с.
15. Швачич Г.Г., Колпак В.П., Соболенко М.А. Математическое моделирование скоростных режимов термической обработки длинномерных изделий // Теория и практика металлургии.-2007.-№ 4-5.- С.61-67.
16. Ivaschenko V.P., Shvachych G.G., Sobolenko M.A. Mathematical design of the task of speed mode heat treatment of lengthy product // IV International Conference “Strategy of Quality in Industry and Education”.- May 30 –June 6, 2008, Varna, Bulgaria . – Proceedings. Volume 1. – P. 257-261.
17. Гринберг Е.М., Архангельский С.И., Ларичева Г.Г. и др. Влияние технологических параметров обработки на механические свойства борсодержащих сталей для холодной объемной штамповки// Митом.- 1995.-№ 9.- С.7-10.
18. Попов А.А., Попова А.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста. М.- Свердловск.: Машгиз, 1961.- 431с.
19. Б.П. Демидович, И.А. Марон, Э.З. Шувалова. Численные методы анализа.- М.: Госиздат.1963.- 400 с., ил.
20. В. А. Василенко. Сплайн-функции: теория, алгоритмы, программы.- Новосибирск: Наука, 1983.- 214 с., ил.
21. Волков Е.А. Численные методы. Учебное пособие.- М.: Наука.1982. – 256с.

УДК:621.03:669.017:621.7;621.9.004.12

О.П. Юшкевич

ТЕНДЕНЦИИ СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ СОСТАВОВ И РАЗВИТИЯ СПОСОБОВ ПРОИЗВОДСТВА ОСТРЯКОВЫХ И РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ

Проведен анализ использования различных марок сталей, в том числе хромистых, сталей электрошлакового переплава, конвертерных, мартеновских и электросталей для производства железнодорожных рельсов и остряков. Систематизированы данные по механическим свойствам, структуре, химическому составу и характеристикам эксплуатационной стойкости. Выполнен их сравнительный анализ.

Проведений аналіз використання різних марок сталей, у тому числі хромистих сталей, електрошлакового переплаву, конверторних, мартенівських і электросталей для виробництва залізничних рейок та гостряків. Систематизовані дані по механічним властивостям, структурі, хімічному складу і характеристикам експлуатаційної стійкості. Виконаний їх порівняльний аналіз.

Analysis of use different steel grades, including chromium ones, as well as steels made by elecroslag melting, converter, marten and electro-steels for production rails and switches wits, is done. The data for mechanical properties, structure, chemical composition and characteristics of operational stability are systematized. Their comparative analysis is carried out.

Постановка проблемы.

Изучение влияния различных неметаллических включений на эксплуатационную стойкость ответственных элементов верхнего строения железнодорожного пути - остряков стрелочных переводов и магистральных рельсов, показало зависимость неравномерности распределения контактных напряжений от типа и вида включений. Так, например, коэффициент концентрации напряжений вокруг глинозема и шпинелей имеет значения вдвое больше, чем вокруг силикатов и сульфидов. В вершинах контактно-усталостных дефектов зарегистрированы скопления строчечных включений глинозема длиной до 30 - 50 мм. Остроугольные сульфиды и сульфидные включения, расположенные по границам зерен, влияют на процессы скопления и зарождения микротрещин и ведут к образованию в рельсах волокнисто-полосчатых изломов. Поэтому металлургическому качеству остряковой и рельсовой сталей необходимо уделять значительное внимание.

Анализ последних исследований и публикаций.

Анализ источников по эксплуатации верхнего строения железнодорожного пути показал, что основные элементы его конструкции - остряки стрелочных переводов и магистральные рельсы, должны изготавливаться из сталей, в которых гарантировано отсутствие местных неметаллических включений: крупных оксидов, глинозема, высокоглиноземистых силика-

тов, карбидов и нитридов титана, корунда и глинозема сцементированного силикатами, остроугольных сульфидов и сульфидов, расположенных по границам зерен, дендритной ликвации фосфора и мышьяка, зональной ликвации серы [1,2,3,4,5,6,7,8,9]. Эти неметаллические включения и ликвационные дефекты являются одной из основных причин преждевременного снятия рельсов и остряков с железнодорожного пути в результате различных усталостных повреждений.

Постановка задачи

Исследования микроструктуры металла остряков и рельсов, изготовленных различными производителями, показали существенные отличия в ее строении.

Таким образом возникла необходимость изучить влияние состава и способов производства на структуру и свойства остряковых и рельсовых сталей.

Изложение основного материала и обоснование научных результатов.

1. Особенности остряковых и рельсовых сталей, выплавляемых методом электрошлакового переплава.

Наилучшие результаты стойкости к образованию контактно-усталостных трещин в остряковых и рамных рельсах могут быть достигнуты в настоящее время при изготовлении их из сталей, получаемых методом электрошлакового переплава (ЭШП).

Особенностью рельсового металла электрошлакового переплава является глубокое раскисление и удаление серы, за счет прохождения металла через слой шлака специального состава, отсутствие дефектов ликвационного происхождения, снижение содержания неметаллических включений, вредных примесей и газов. Получаемый при водоохлаждаемой кристаллизации слиток имеет равномерное распределение включений. При этом способе переплава поверхность слитка не содержит рванин и трещин, в результате не требуется дополнительная подготовка поверхности перед прокаткой.

После прокатки в металле получают очень тонкие и короткие строчки оксидных включений длиной от 0,01 до 0,08 мм, а в стали выплавленной по существующей технологии они достигают 0,6 - 16 мм. Общее количество оксидных и других неметаллических включений в 2 раза меньше. При этом корунд и мелинит отсутствуют.

Структура рельсовой стали ЭШП в горячекатаном состоянии более плотная и дисперсная: межпластиночное расстояние в перлите металла головки 1,1 мкм, для сравнения в мартеновской стали стандартного производства - 1,4 - 1,8 мкм. Способ ЭШП обеспечивает металлу высокую прочность в сочетании с достаточной пластичностью. Предел текучести и предел пропорциональности на 100 МПа выше. При этом ударная вязкость в 1,45 раза больше, чем в стандартных рельсах. Наблюдается меньшая анизотро-

пия пластических и вязких свойств для образцов, вырезанных в продольном и поперечном направлениях относительно направления прокатки.

Эксплуатационная стойкость рельсов ЭШП по контактно-усталостным повреждениям в 3,1 раза больше, чем у стандартных.

Однако этот вид переплава мало влияет на содержание фосфора, мышьяка и особенно примесей цветных металлов. Так как основным источником фосфора в стали является руда, из которой выплавляют чугун, а примесей цветных металлов - лом, то для их снижения в стали, в процессе ЭШП необходимо применять чистую первородную шихту.

К недостаткам способа ЭШП стали следует также отнести невысокую производительность (слитки весом до 1 т) и более высокую стоимость в сравнении со стандартными способами выплавки.

Практически мало изучено влияние различных способов термической обработки на эксплуатационную стойкость рельсов и остряков из стали ЭШП. Испытания единичных опытных партий остряков термически упроченных с нагрева ТВЧ по существующим режимам не показало заметных преимуществ рассмотренного способа выплавки по сравнению со стандартными.

2. Структурные особенности электростали повышенной чистоты.

Анализ влияния металлургического качества металла рельсов и остряков на эксплуатационную стойкость следует проводить с учетом термической обработки. Наиболее перспективным, современным, высокопроизводительным способом повышения служебных свойств транспортного металла является индукционная термическая обработка [10]. Сравнительный анализ производимых в настоящее время различных марок рельсовых и остряковых сталей показал, что из всей их номенклатуры наилучшими свойствами после закалки ТВЧ обладают рельсы и остряки, изготовленные из электросталей повышенной чистоты по неметаллическим включениям. Примером является сталь Э76СВ, производимая на Кузнецком металлургическом комбинате (КМК) по ТУ 14-2Р-328-97.

Рельсовая электросталь повышенной чистоты содержит в 1,5 - 2,5 раза меньше сульфидов и в 10 - 20 раз - хрупких силикатов. Пластичные силикаты полностью отсутствуют. Балл недеформированных силикатов несколько ниже, чем в сталях существующего производства.

К недостаткам стали Э76СВ следует отнести наличие в объеме металла значительной доли алюминатов кальция. Однако их негативное влияние на механические свойства компенсируется формированием на их поверхности гладкой сульфидной оболочки. Включения эти глобулярны, и для рельсовых сталей высокой надежности такое строение включений в настоящее время признано нормой. Так, например, при раскислении стали в ковше кремний-ванадий-кальциевой лигатурой (К-Вд-К) неметаллические включения глобуляризованы, поэтому стойкость рельсов к контактно-усталостным трещинам повышается в 1,33 раза. Это подтверждает известное высказывание о том, что в рельсах важнее получить оптимальное соот-

ношение неметаллических включений разного состава, а не предельно малое их содержание. В настоящее время для глобуляризации включений, в сталь рекомендуется вводить силикокальций, из расчета 600 г кальция на тонну стали.

3. Влияние неметаллических включений на величину зерна остряковых и рельсовых сталей.

Существенным является влияние неметаллических включений на формирование структурного состояния в остряхах и рельсах. В горячекатаном состоянии сталь Э76СВ имеет такой же размер зерна, как Э76В, то есть № 5 по ГОСТ 5639-82. В результате объемной закалки зерно в стали Э76В измельчается до № 8-9. По этому показателю сталь Э76СВ превосходит мартеновскую М76В, которая после прокатки имеет зерно № 2-3. В результате термической обработки с объемного нагрева мартеновской стали, размер зерна в ней соответствует № 7-8. Однако сталь повышенной чистоты, в отличие от мартеновской и электростали обычных способов выплавки, обладает более крупным наследственным зерном аустенита № 6-7 (в отличие от Э76В, имеющей зерно № 8-9 или М76В - №7-8). Выявленные особенности марки Э76СВ требуют разработки научно-обоснованной корректировки принятых режимов ее нагрева.

При нагреве этой стали, происходит формирование более крупного наследственного зерна аустенита, за счет отсутствия мелкодисперсных глиноземных включений, играющих роль барьеров на пути роста границ зерна. В результате образования при нагреве укрупненного зерна, устойчивость аустенита стали Э76СВ, в процессе охлаждения повышается. Это ведет к росту твердости и прочности, и компенсирует эффект снижения этих характеристик за счет повышения чистоты металла. Повышенная устойчивость аустенита, исключает выделение избыточного феррита по границам аустенитных зерен. Однако, в сыром горячекатаном состоянии, средняя твердость, пределы прочности и текучести этой стали ниже, чем у М76В и Э76В. При этом ударная вязкость и пластичность Э76СВ соответствуют лучшим показателям этих сталей. Такие особенности исходных прочностных свойств в горячекатаном состоянии гарантируют высокую трещиностойкость стали Э76СВ и после закалки. Однако в результате термической обработки, зерно аустенита измельчается недостаточно - до № 6-7, что ведет к снижению эффекта зернограничного упрочнения. Это особо существенно, когда на предприятиях для сталей повышенной чистоты применяют поточные, стандартные технологии термической обработки остряковых и рельсовых, например закалку в масле после объемного нагрева.

Применение закалки ТВЧ сохраняет повышенную ударную вязкость исходного сырого металла подошвы и ножки. В упрочненном поверхностном слое головки после индукционного нагрева наблюдается существенное измельчение аустенитного зерна. Все это в целом благоприятно влияет на живучесть остряков и рельсов. А оптимизация режимов индукционной

термической обработки, позволяет получить высокие прочностные характеристики и твердость поверхности катания.

4. Сравнительный анализ особенностей структуры и механических свойств серийных мартеновских сталей и электросталей, предназначенных для производства остряков и рельсов.

Серийные электростали для производства остряков Э73В и рельсов Э76В имеют загрязнения цветными металлами и другими примесями. Наличие их в различных количествах и соотношениях, в разных плавках не дает возможности получить постоянные, повторяемые результаты при закалке. Незначительные, в пределах нормативных документов отклонения в химическом составе, а также колебания параметров нагрева и охлаждения могут приводить к образованию неоднородной структуры в закаленном слое. При этом микроструктура включает в себя участки бейнита и мартенсита.

В отличие от мартеновской рельсовая и остряковая электросталь имеет несколько большее содержание алюминия, ванадия, фосфора и пониженное содержание серы. Суммарное загрязнение стали Э76В примесями цветных металлов Cu, Cr, Ni, Pb, Sn, Bi, Sb, As и газами O, H, N не делает эту сталь лучшей, относительно сталей других способов выплавки. При этом суммарный уровень Cr, Ni и Cu составляет порядка 0,25 - 0,3%, то есть возникает эффект микролегирования. В некоторых случаях суммарная доля этих элементов может достигать 1%, что переводит эту сталь в разряд легированных техническими примесями.

В горячекатаном состоянии такое легирование сталей Э73В и Э76В положительно сказывается на повышении прочностных характеристик и твердости. Максимальная твердость стали М76В до термообработки может составлять НВ 298, а Э76В - НВ 312, то есть разность составляет НВ 15. После термической обработки разность в твердости между мартеновской и электросталью сохраняется практически на том же уровне НВ 10 - 15, а разница в величине предела прочности составляет 30 - 60 МПа. Пластичность и ударная вязкость электростали повышаются незначительно. При этом наблюдаются случаи резкого, непрогнозируемого повышения твердости и прочности стали Э76В. Такая ситуация соответствует формированию при закалке структур, отличных от сорбита, и наблюдается в настоящее время в практике термической обработки, использующей объемный нагрев и закалку в масле. Например, на Кузнецком металлургическом комбинате.

Повышение содержания никеля и хрома может привести к получению в микроструктуре отдельных участков бейнита - в результате структурная однородность металла остряков и рельсов нарушается, и стойкость металла к зарождению трещин существенно снижается. При закалке остряков, помимо бейнита в металле головки образуется мартенсит. Это объясняется более высокими значениями мартенситной точки остряковой стали из-за пониженного в ней содержания углерода, по сравнению с рельсовой.

При содержании никеля до 0,2% рельсовая электросталь, закаленная в масле, имеет структуру сорбита с выделениями феррита по границам зерен. Увеличение содержания никеля выше 0,3% ведет к формированию в поверхностных слоях рельсов бейнитных и видманштеттовых структур.

Таким образом, в стали Э76В количество никеля, как примеси, не должно превышать 0,2%. Однако, повышение содержания никеля более 0,3% может приводить к измельчению зерна аустенита. Так, содержание никеля в рельсовой электростали до 0,2% ведет к росту наследственного зерна аустенита до № 7-6, а при количествах Ni более 0,3% происходит его измельчение до № 8 - 10.

Для снижения вредного влияния указанных примесей на процессы структурообразования при прокатке и термической обработке, электросталь подвергают дополнительному легированию.

Так, например, в стали низкотемпературной надежности Э76В, выплавляемой на КМК по ТУ 14-I-5233-93 повышают содержание ванадия до 0,08% и азота до 0,0092%. При этом достигают ее насыщения мелкодисперсными карбонитридами ванадия, которые образуются при продувке расплава металла в ковше азотом в течении 10 - 30 мин. При ускоренном индукционном нагреве, характеризующемся высокими температурами аустенитизации 950 - 1150°C, карбиды, нитриды и карбонитриды ванадия VC, VN, V(C,N), имеющие высокую термическую устойчивость, являются эффективными барьерами, тормозящими рост зерна аустенита. Растворяясь в аустенитной матрице выше температур 800 – 1100 °C, во временном интервале между концом индукционного нагрева и началом ускоренного охлаждения, они упрочняют ее.

Однако, когда суммарная концентрация ванадия в металле больше 0,12 %, в процессе нагрева происходит неполное растворение частиц VC, VN, V(C,N). При последующем охлаждении, в результате диффузии ванадия, углерода и азота вдоль границ зерен, происходит их охрупчивание.

Поэтому экспериментально установлено, что для устранения опасности хрупкого разрушения, оптимальное соотношение V / N для рельсовых и остряковых сталей должно составлять 7,1. При таком отношении количества ванадия к азоту сталь Э76В не имеет склонности к снижению устойчивости аустенита и даже при повышенной очистке от неметаллических включений (Э76СВ) она остается мелкозернистой и обладает механическими свойствами на уровне мартеновской марки М76В.

5. Остряковые и рельсовые стали, легированные хромом.

В настоящее время КМК приступил к производству рельсов из электростали Э76ХСВ, микролегированной хромом (0,4 - 0,6%), кремнием (0,5 - 0,6%) и ванадием (0,05 - 0,08%) по ТУ 14-2Р-289-93, разработанным Западно-Сибирским металлургическим институтом (бывший сибирский филиал Института черной металлургии г. Днепропетровск). Такой химический состав позволяет компенсировать вредное влияние примесей цветных металлов присутствующих в шихте, получаемой из лома.

Микроструктура горячекатаных рельсов из этой стали, состоит из сорбитообразного перлита с твердостью HB 311 - 363.

Металл хромистых рельсов обладает меньшей критической скоростью охлаждения, поэтому после объемного нагрева и закалки в масле твердость шейки и подошвы высокая и составляет HB 444, головки HB 388 - 429. В результате эффект повышения стойкости к образованию трещин, достигнутый в стали Э76СВ, в подошве и шейке рельсов из хромистой электростали, нивелирует.

Хромистая рельсовая сталь очень чувствительна к температурно-временным параметрам термической обработки. Поэтому применяемые на КМК оборудование и технология закалки не позволяют получить требуемые нормативными документами твердость и механические свойства после объемного нагрева и охлаждения. В настоящее время КМК производит поставку хромистых рельсов в горячекатаном состоянии.

ОАО “МК Азовсталь” совместно с УкрНИИМет ведут работы по разработке технологии, промышленного производства рельсовой стали М70ХГСФ, микролегированной хромом (0,75 - 1,15 %), марганцем (0,95 - 1,3 %), кремнием (0,3 - 0,7 %) и ванадием (0,04 - 0,12 %) по ТУ 14-2-1111-93. Твердость таких рельсов после прокатки HB 300 - 345.

Недостатком хромистых рельсовых сталей, приведенных составов, является склонность к загрязнению включениями карбонитридов хрома и ванадия, которые существенно снижают пластичность и ударную вязкость. Помимо этого, хромистая сталь склонна к старению, в процессе которого происходит снятие внутренних напряжений. Уже после 3-х суток выдержки пластические характеристики стали Э76ХСВ достигают максимальных значений и увеличиваются в 2 раза. Это же подтверждается снижением твердости стали М70ХГСФ после противоблоксной обработки.

Хромистые рельсы производства “МК Азовсталь” обладают высокой флокеночувствительностью. После противоблоксной обработки их твердость снижается до HB 288 - 321 в осевой зоне, т. е. она имеет значения ниже, чем у стали Э76ХСВ производства “КМК”. После индукционной термической обработки по существующей технологии рельсы из стали М70ХГСФ обладают слишком высокой твердостью поверхности катания HB 415 - 444, значения которой находятся за пределами установленными нормативными документами.

6. Острижковые и рельсовые хромистые стали, выплавленные конвертерным способом.

В конце перестройки закончилось производство острижковых и путевых рельсов типа Р50 из конвертерных сталей К73 и К74 на Дзержинском металлургическом комбинате. Недостатком этих сталей было наличие высокой микроликвационной неоднородности. Острижки упрочненные с нагрева ТВЧ обладали значительным разбросом твердости в сечении головки. В поверхностных слоях наблюдалось значительное обезуглероживание.

С 1997 г. на ОАО “Нижнетагильский металлургический комбинат” (НТМК) освоено производство рельсов, изготавливаемых из непрерывнолитых заготовок, конвертерной вакуумированной стали, с применением пророднолегированного ванадийсодержащего чугуна, выплавляемого на первородной шихте из руды Качканарского месторождения. Это позволило обеспечить, по сравнению с электросталью, минимальное загрязнение конвертерной стали примесями цветных металлов, даже при добавлении в шихту лома до 25%, и снизить в 2 - 3 раза содержание азота.

7. Рельсовые хромистые конвертерные стали.

В последнее время значительные результаты по разработке хромистых рельсовых сталей достигнуты на ОАО “НТМК” совместно с ГИЦ ОАО “Уральский институт металлов”. Выполнены исследовательские работы по выбору рациональных марочных составов. Прокатаны рельсы из сталей конвертерного способа выплавки: К76ХГВ легированной Cr = 0,3 - 0,6 %, Mn = 0,75 - 1,05 %, V = 0,03 - 0,08 %; К76ХГСАФ легированной Cr = 0,4 - 0,7 %, Mn = 0,8 - 1,2 %, Al = 0,01 - 0,025 V = 0,05 - 0,15 %; К72Х2ГСАФ с C = 0,65 - 0,8 % легированной Cr = 0,8 - 1,8 %, Mn = 0,8 - 1,3 %, Al = 0,01 - 0,025, V = 0,1 - 0,25 %. В горячекатаном состоянии рельсы из стали К76ХГВ имеют твердость НВ 311, из стали К76ХГСАФ - НВ 321 - 331, твердость К72Х2ГСАФ составляет НВ 363.

После объемной закалки только рельсы из стали К76ХГВ обладают удовлетворительной твердостью - НВ 341 и высокими механическими свойствами. Твердость термообработанной стали К76ХГСАФ составляет НВ 415, т.е. превосходит требования существующих стандартов.

Обсуждение результатов

Таким образом, в СНГ разработаны новые рельсовые стали, легированные хромом. Они обладают достаточно высокими механическими свойствами в горячекатаном состоянии (стали Э76ХСВ и К72Х2ГСАФ). Однако такие стали, были разработаны без учета их дальнейшей термической обработки. При этом уровень содержания углерода в них меньший, чем указан в межгосударственном ГОСТ Р 51685 - 2000, согласно которому предусмотрено производство хромистых марок Э78ХСВ и К78ХСВ, с последующей их термической обработкой. Зарубежные производители также ведут интенсивные поиски рациональных составов рельсовых и остряковых сталей. Однако, марки сталей разрабатываются с учетом уровня нагружения на верхнее строение пути. С учетом этого, рельсы и остряки выпускают подлежащими или нет дальнейшей термообработке.

1. Основные классы зарубежных хромистых рельсовых сталей.

В настоящее время за рубежом выпускают хромистые рельсы по двум основным категориям:

1) нетермообработываемые, с повышенным содержанием хрома (в основном европейские производители рельсов, предназначенных для железных дорог с низкими динамическими и статическими нагрузками). Напри-

мер, рельсы UIC 900A Cr = 0,8 - 1,8 %; Thyssen (THS 11) Cr = 0,7 - 1,2 %, V ≤ 0,2 %; Thyssen (THS 12) Cr = 0,8 - 1,2 %, Mn = 0,8 - 1,2 %, V ≤ 0,2 %;

2) термически обрабатываемые с пониженным содержанием хрома, предназначенные для железных дорог США и Канады, где ширина колеи и уровень нагрузок приближается к характеристикам дорог СНГ. Например, металл рельсов производства Bethlehem Steel Corporation содержит Cr = 0,02 - 0,21 % (до 0,51 %), Mn = 0,81 - 1,41 %, V ≤ 0,002 %, Ni = 0,015 - 0,9 %, Cu = 0,033 - 0,26 %.

Такой подход к разработке марочных составов хромистых рельсов в мировой практике сложился на основе научной методологии, основанной на изучении кинетики фазовых превращений в процессе нагрева и охлаждения.

2. Влияние хрома и других химических элементов на особенности структурных превращений в остряковых и рельсовых сталях.

Сейчас широкую известность получил тот факт, что аустенит хромистой рельсовой стали более устойчив - это приводит к получению дисперсных структур.

Хром, марганец и кремний повышают прочность и прокаливаемость (особенно при введении хрома до 0,5 %). Они смещают начало распада аустенита в сторону меньших скоростей охлаждения и снижают температуры начала фазовых превращений при переохлаждении, способствуют образованию дисперсных структур, в том числе повышают склонность к протеканию промежуточного превращения. Однако, при этом повышается опасность образования неоднородной структуры по сечению рельсов. Особенно это проявляется при микролегировании хромом в количестве 0,6 - 0,9 %. Поэтому для достижения однородной структуры в хромистой стали необходимо применение изотермической закалки, в условиях которой микролегирование ванадием создает эффект замедления разупрочнения феррита. Особенно это выражено в интервале температур 500 - 550 °С и выше, в котором происходит формирование структур троостита и сорбита закалки. При этом компенсируется влияние хрома на снижение пластичности твердого раствора. Растворенный в матрице ванадий стабилизирует аустенит, снижает температуру начала эвтектоидного превращения. Помимо этого, ванадий уменьшает размер зерна аустенита, колоний и фаз перлита. Он способствует образованию упрочняющих высокодисперсных карбидов, нитридов и карбонитридов, деформирует решетку феррита растворенными атомами, реализует эффект дисперсионного упрочнения феррита в перлите и снижает газонасыщенность стали.

При нагреве стали хром и ванадий значительно замедляют процесс образования аустенита, так как эти элементы повышают температурную устойчивость карбидов, снижают скорость их диссоциации и растворения, уменьшают скорость диффузии атомов железа и углерода. Они повышают критические точки A_1 и A_3 и уменьшают степень перегрева стали относительно этих точек.

Ударная вязкость остряковых и рельсовых сталей, прежде всего, зависит от размера аустенитного зерна, а также межпластиночного расстояния в перлите. У сталей с ванадием или алюминием, которые образуют достаточно большое количество карбонитридных фаз, препятствующих росту границ зерен, умеренный рост аустенитного зерна наблюдается до 1050°C (при этой температуре средний диаметр зерен 51 мкм - это обеспечивает требуемую ударную вязкость; наименьший размер зерна наблюдается при 850 °C и составляет 15 мкм). Для этих сталей после стандартной термообработки характерна наименьшая величина колоний перлита 8 - 8,6 мкм; у сталей без ванадия или алюминия - 10 - 12 мкм.

Увеличение количества углерода и некарбидообразующих (в присутствии железа), легирующих элементов (Ni, Mn) ускоряет образование аустенита. Углерод повышает количество карбидных частиц. Ni и Mn способствуют образованию более мелкой исходной структуры перлита, и тем самым эти химические элементы увеличивают протяженность межфазных границ. В результате, увеличивается количество центров кристаллизации. Это ведет к снижению критических точек, и повышает, уровень перегрева стали относительно этих точек. Повышение степени перегрева ведет к росту размера зерна аустенита и снижает ударную вязкость. Поэтому температура аустенитизации должна быть оптимизирована.

Степень воздействия одного и того же элемента на уровень механических свойств, при разном его содержании, в остряковых и рельсовых сталях неодинакова. Это обусловлено влиянием количества химических элементов в составе стали на исходную и конечную структуру, в том числе на морфологию, дисперсность и количество карбидов.

Увеличение микролегирования хромом до 1 % ведет к росту ударной вязкости ферритной матрицы рельсовой стали и незначительно повышает твердость сорбита закалки.

Увеличение содержания марганца от 0,6 до 1,95 % ведет к повышению твердости сорбита с HRC 38 до 41. Предел прочности при этом повышается на 20 - 40 МПа. Так же снижается истирание поверхности головки рельса или остряка.

Повышение содержания кремния увеличивает твердость на HB 3 - 5 единиц, предел прочности на 10 - 15 МПа. При максимальной дисперсности сорбита твердость его практически не изменяется. Повышение содержания кремния может приводить к образованию мелких участков мартенсита в незначительных количествах.

После прокатки, в процессе замедленного охлаждения, из метастабильной структуры хромистой стали, состоящей из смеси обогащенного углеродом феррита, и, обедненных легирующими элементами карбидов, выделяется дисперсный цементит, насыщенный хромом. В процессе замедленного охлаждения общее количество карбидов увеличивается. Это ведет к закреплению на них дислокаций и повышению сопротивления пластической деформации.

Структурным параметром, определяющим свойства промышленных рельсовых сталей при испытаниях на растяжение и разрыв, является межпластиночное расстояние в перлите.

В хромистой стали, среднее межпластиночное расстояние в перлите составляет 0,6 мкм. В стандартной, углеродистой - 1,2 - 2,0 мкм. Поэтому твердость, хромистой стали (НВ300 – 340) в сравнении с углеродистой (НВ 260 – 270), выше.

Достижимая, в результате легирования хромом, эксплуатационная стойкость термически необработанных рельсов, произведенных из низколегированной хромистой стали, больше на 25 % по износу и контактно-усталостной прочности. У стандартных рельсов, изготовленных из стали М76, эти показатели меньше. Однако, они намного ниже, чем получаемые в стали при ее термической обработке.

Микролегирование ванадием и титаном позволяет уменьшить межпластиночное расстояние в перлите после термической обработки до 0,15 - 0,16 мкм, а цирконием и ниобием до 0,18 - 2,0 мкм. Этот факт объясняется понижением температуры перлитного превращения при растворении ванадия и титана в аустените. Ниобий и цирконий, полностью связаны в термически стойкие карбонитриды и оксиды, и практически не влияют на кинетику превращения аустенита. После прокатки и термической обработки карбонитриды ванадия или ниобия располагаются в ферритных прослойках тонкопластинчатого перлита. Причем карбонитриды ниобия могут иметь довольно крупные размеры до нескольких микрометров. Аналогично выделяются нитриды титана в стали М76Т, которые можно наблюдать в световом микроскопе.

Размеры нитридов титана и расстояния между ними такие, что в закаленной и отпущенной стали эти частицы являются эффективными препятствиями для движения дислокаций. Таким образом, они обеспечивают дисперсионное упрочнение. Однако, блокирование в ферритных промежутках перлита дислокаций дисперсными частицами повышает склонность стали к хрупкому разрушению. Поэтому применение стали, микролегированной титаном, для производства острияков, работающих в условиях более высокого ударного и динамического воздействия, чем рельсы, нецелесообразно.

Перспективы дальнейших исследований в выбранном направлении

Таким образом, для создания высокопрочных острияков и рельсов необходима разработка новых составов сталей, в том числе хромсодержащих и бейнитных, которые в результате термической обработки будут иметь оптимальный комплекс механических свойств. Повышение эксплуатационной стойкости рельсов и острияков должно идти путем улучшения металлургического качества стали, параллельно с совершенствованием технологических режимов и оборудования термического упрочнения.

Выводы

1. Остановка в развитии новых технологий термической обработки остряков и рельсов, в том числе индукционной, ставит под сомнение целесообразность дальнейшей разработки новых транспортных марок сталей для их производства.

2. Применяемые для термического упрочнения современных рельсов и остряков оборудование и режимы термической обработки морально устарели и требуют коренного изменения.

3. Эффект повышения эксплуатационной стойкости от разработки новых остряковых и рельсовых сталей с высокими служебными свойствами можно достичь только в тех случаях, когда сталь имеет благоприятные и высокие показатели по металлургическому качеству, и технологические процессы термического упрочнения оптимизированы по химическому составу.

ЛИТЕРАТУРА

1. Червов Г.А., Казаков В.В., Прокудин В.П. Исследование повреждаемости рельсовой стали при малоцикловом нагружении. "Известия Вузов ЧМ", 1986, №8. С.64-68.
2. Замула К.П., Хургин Л.С. Прогнозирование долговечности ж/д рельсов по результатам лабораторных испытаний. УкрНИИмет, Харьков, 1986. ДЕП.
3. Влияние (различных факторов) на характеристики разрушения рельсов. "Stahl und Eisen", 1985, 105, #25-26, 59-64 p.(нем.)
4. Исследование трещин расслоения и вертикальных трещин в рельсах железных дорог. "Corros. Microstruc.and Metallogr. Proc. 16th Annu. Techn. Meet. Int. Metallogr. Soc, Calgary, July, 25-28, 1983", Columbus, Ohio.1985, 383-406 p. (англ.)
5. Сопротивление хрупкому разрушению ж/д рельсов. "Hutnik" (PRL), 1985, 52, #10, 328 - 332 p. (пол., рез. - рус, англ.)
6. Анализ разрушения рельса с трещиной. Failure analysis of cracked rails. 1984, (Место хранения ГПНТБ СССР).
7. Высокопрочные стальные рельсы для работы под высоким нагружением. Сзридзава Сидзуо, Морита Таканори, Миси Масаки. Яп. Патент № 54-25490, заявл. 25.06.74 №49-72667, опубл. 28.08.79.
8. Казарновский Д.С., Левченко Н.Ф., Левченко Н.Д. и др. Технологические требования к ж-д рельсам по стандартам разных стран. «Производство ж-д рельсов и колес» Харьков, 1979, №7. С.12-18.
9. Достижения и тенденции в производстве ж-д рельсов. Dostignuca i tendencije u proizvodnji zeljeznickin sin Trtak smail. Technica, 1980, 35, #3. 402-411 pp.
10. Индукционная термическая обработка – перспективный способ повышения эксплуатационной стойкости рельсовых деталей/О.П.Юшкевич, Н.Н.Никитина, Д.Ю.Бембинек, А.И.Федорченко // Теория и практика металлургии. – 2007. - №№ 4 – 5 – С. 47-52.

ОСОБЛИВОСТІ КОНСТРУЮВАННЯ І МОДЕЛЮВАННЯ ВИСОКОПРОДУКТИВНОГО ІНТЕГРОВАНОГО СЕРЕДОВИЩА НА БАЗІ ПЕРСОНАЛЬНОГО ОБЧИСЛЮВАЛЬНОГО КЛАСТЕРА

Запропонований підхід до розробки сучасних обчислювальних математичних технологій знаходження розв'язку багатомірних нестационарних задач металургійного виробництва. Процес моделювання реалізовано на основі застосування багатопроцесорних обчислювальних систем кластерного типу. Висвітлюються питання конструювання персонального обчислювального кластера. Блок обчислювальних вузлів персонального п'яти – вузлового кластера створений на основі використання системної плати PC2500 від VIA з інтегрованими процесорами C3-1,8. ПОК працює під управлінням ОС Linux.

Approach is offered to development of modern calculable mathematical technologies of finding of decision of multidimensional unstationary tasks of metallurgical production. The process of design is realized on basis application of the multiprocessor computer systems of cluster type. The questions of constructing of the personal of calculable cluster are lighted. The block of computing units of the personal five-sites central cluster - is created on the basis use of system boards PC2500 from VIA with integrated processors C3-1, 8. PCC works under control of OS Linux.

Предложен подход к разработке современных вычислительных математических технологий нахождения решения многомерных нестационарных задач металлургического производства. Процесс моделирования реализован на основе применения многопроцессорных вычислительных систем кластерного типа. Освещаются вопросы конструирования персонального вычислительно кластера. Блок вычислительных узлов персонального пяти – узлового кластера создан на основе использования системных плат PC2500 от VIA с интегрированными процессорами C3-1,8. ПВК работает под управлением ОС Linux.

Постановка проблеми досліджень

Застосування паралельних обчислювальних систем (ПОС) є стратегічним напрямом розвитку обчислювальної техніки. Ця обставина викликана не тільки принциповим обмеженням максимально можливої швидкодії звичайних послідовних ЕОМ, але і практично постійним існуванням обчислювальних задач, для вирішення яких можливостей існуючих засобів обчислювальної техніки завжди виявляється недостатньо. До таких задач відносяться, наприклад, чисельне моделювання процесів гідродинаміки і металургійної теплофізики [1,2,3], задачі розпізнавання образів, оптимізаційні задачі з великим числом параметрів, моделювання клімату, генна інженерія, проектування інтегральних схем, аналіз забруднення навколишнього середовища [4], рішення широкого кола багатовимірних нестационарних задач [5] і т.д. Наприклад, в [6] висвітлюються питання моделювання за допомогою методу кінцевих елементів процесу волочіння дроту в роликівих волоках. Задачу моделювання автори здійснювали на основі використання

комерційного програмного забезпечення FORGE3 фірми Transvalor (*Франція*). На комп'ютері з процесором Celeron 2.4 задачарозв'язувалася близько 12 годин. Очевидно, що вказаного класу задачі можуть успішно розв'язуватися тільки за допомогою розподіленого моделювання.

Організація паралельності обчислень, коли в один і той же момент часу виконується одночасно декілька операцій обробки даних, здійснюється, в основному, введенням надмірності функціональних пристроїв (*багатопроцесорності*). В цьому випадку можна досягти прискорення процесу рішення обчислювальної задачі і збільшення продуктивності обчислень, якщо здійснити розділення обчислювального алгоритму на інформаційно незалежні частини організувати виконання кожної частини обчислень на різних процесорах. Подібний підхід дозволяє виконувати необхідні обчислення з меншими витратами часу, і можливість отримання максимального прискорення обмежується тільки числом наявних процесорів і кількістю "незалежних" частин у виконуваних обчисленнях.

Протеслід зазначити, що нині застосування паралелізму не набуло такого широкого поширення, як це вже багато разів передбачалося багатьма дослідниками. Однією з можливих причин подібної ситуації була до недавнього часу висока вартість високопродуктивних систем (можливість придбання суперЕОМ могли собі дозволити тільки крупні компанії і організації). Сучасна тенденція побудови паралельних обчислювальних комплексів з типових конструктивних елементів (мікропроцесорів, мікросхем пам'яті, комунікаційних пристроїв), масовий випуск яких освоєний промисловістю, понизила вплив цього чинника і зараз практично кожен споживач може мати в своєму розпорядженні багатопроцесорні обчислювальні системи (БОС) досить високої продуктивності.

Інша і, мабуть, тепер основна причина стримання масового розповсюдження паралелізму полягає в тому, що для проведення паралельних обчислень необхідне "паралельне" узагальнення традиційної послідовної технології рішення задач на ЕОМ. Так, чисельні методи у разі багатопроцесорних систем повинні проектуватися як системи паралельних і взаємодіючих між собою процесів, що допускають виконання на незалежних процесорах. Вживані алгоритмічні мови і системне програмне забезпечення повинні забезпечувати створення паралельних програм, організовувати синхронізацію і взаємо виключає асинхронних процесів і т.п.

Беручи до уваги відмічене, можна відзначити, що *паралельні обчислення є актуальною, перспективною і привабливою областю застосування обчислювальної техніки*. Крім того, паралельні обчислення є складною науково-технічною проблемою. Тим самим знання сучасних тенденцій розвитку ЕОМ і апаратних засобів для досягнення паралелізму, уміння розробляти моделі, методи і програми паралельного рішення задач обробки даних слід віднести до важливих кваліфікаційних характеристик сучасного фахівця з прикладної математики, інформатики і обчислювальної техніки.

Аналіз останніх досліджень і публікацій

Історія обчислювальних кластерів почалася 1994 року. Піонером в цій справі є науково-космічний центр NASA - *Goddard Space Flight Center (GSFC)*, точніше створений на його основі *CESDIS (Center of Excellence in Space Data and Information Sciences)*. Фахівцями GSFC влітку 1994 роки був зібраний перший кластер, що складався з 16 комп'ютерів 486DX4/100MHz/16Mb RAM і трьох паралельно працюючих 10Mbit мережених адаптерів. Даний кластер, який був названий "Beowulf", створювався, як обчислювальний ресурс проекту Earth and Space Sciences Project (*ESS*).

Чотири роки опісля в 1998 році, в Лос-Аламосській національній лабораторії (*США*) астрофізик Майкл Уоррен і інші вчені з групи теоретичної астрофізики побудували суперкомп'ютер, який був Linux-кластером на базі процесорів Alpha 21164A з тактовою частотою 533 МГц. Спочатку Avalon складався з 68 процесорів, потім був розширений до 140. У кожному вузлі встановлено по 256 Мбайт оперативної пам'яті, жорсткий диск на 3 Гбайт і мережений адаптер Fast Ethernet. Загальна вартість проекту Avalon склала 313 тис. дол., а показана їм продуктивність на тесті LINPACK - 47,7 GFLOPS дозволила йому зайняти 114 місце в 12-й редакції списку Top 500 поряд з 152-процесорною системою IBM RS/6000 SP. У тому ж 1998 році на найпрестижнішій конференції у області високопродуктивних обчислень *Supercomputing'98* творці Avalon представили доповідь "Avalon: An Alpha/Linux Cluster Achieves 10 Gflops for \$150k", що одержала першу премію в номінації "якнайкраще відношення ціна/продуктивність". В даний час Avalon активно використовується в астрофізичних, молекулярних і інших наукових обчисленнях.

Взагалі відмітимо, що проблема створення високопродуктивних обчислювальних систем належить до найбільш складних науково-технічних завдань сучасності і її розв'язок можливий тільки за умов всебічній концентрації зусиль багатьох талановитих вчених і конструкторів, припускає використання всіх останніх досягнень науки і техніки, і вимагає значних фінансових інвестицій. Проте, досягнуті останнім часом успіхи в цій області вражають. Так, в рамках прийнятої в США в 1995 р. програми "Прискореної стратегічної комп'ютерної ініціативи" (*Accelerated Strategic Computing Initiative - ASCI*) [8] було поставлене завдання збільшення продуктивності суперЕОМ в 3 рази кожні 18 місяців і досягнення рівня продуктивності в 100 трильйонів операцій в секунду (*100 терафлос*) в 2004 р. Однією з найбільш швидкодіючих суперЕОМ в даний час є комп'ютер SX-6 японської фірми NEC з швидкодією одного векторного процесора близько 8 мільярдів операцій в сек. (*8 Гфлос*). Досягнуті показники швидкодії для багатопроцесорних систем набагато вищі. Так, система ASCI Red фірми Intel (*США, 1997*) має граничну (*нікову*) продуктивність 1,8 трильйонів операцій в секунду (*1,8 Тфлос*). Система ASCI Red включає в свій склад 9624 мікропроцесорів PentiumPro з тактовою частотою 200 МГц, загальний об'єм

оперативної пам'яті 500 Гбайт і має вартість 50 млн. доларів (*тобто вартість 1 Мфлопс складає близько 25 доларів*).

Відмітимо, що проблематика паралельних обчислень є надзвичайно широкою областю теоретичних досліджень і практично виконаних робіт і звичайно підрозділяється на наступні напрямки діяльності:

- *розробка паралельних обчислювальних систем*, даний напрямок присвячений принципам побудови паралельних обчислювальних систем [3, 10, 11,12];
- *аналіз ефективності паралельних обчислень*, даний напрямок присвячений оцінюванню одержуваного прискорення обчислень і ступеня використання всіх можливостей комп'ютерного устаткування при паралельних способах рішення задач [13,14];
- *створення і розвиток паралельних алгоритмів* для вирішення прикладних задач в різних областях практичних додатків [15-18];
- *розробка паралельних програмних систем*, даний напрямок присвячений роботам, пов'язаних з математичним моделюванням паралельних програм [19-22];
- *створення і розвиток системного програмного забезпечення* для паралельних обчислювальних систем, обговорення питань даного напрямку присвячене забезпеченню мобільності (перенесимості між різними обчислювальними системами) створюваного прикладного програмного забезпечення [23-25].

Останнім часом наголошується істотний інтерес до побудови персональних обчислювальних кластерів (*ПОК*) на базі стандартних загальнодоступних технологій і компонентів [26,27]. Цей інтерес обумовлений рядом чинників. Відзначимо основні з них. По - перше, зростання, відповідно до потреб ринку, продуктивності таких стандартних мережених технологій як Ethernet (послідовне підвищення швидкості передачі — 10, 100, 1000 Мбіт/с, застосування комутаторів замість моделі з середовищем даних, що розділяються) дозволив розглядати їх як комунікаційне середовище для багатопроцесорних обчислювальних систем. По-друге, одним з важливих чинників стало збільшення популярності вільно поширюваної операційної системи Linux. Ця операційна система спочатку позиціонувалася як варіант UNIX для платформ на базі архітектури Intel, але достатньо швидко з'явилися версії для інших популярних мікропроцесорів, у тому числі і для лідерів з продуктивності протягом останніх років — мікропроцесорів Alpha.

З урахуванням економічних реалій нашої країни використання систем, *побудованих на базі стандартних технологій, стає більш ніж актуально*. Причому залежно від завдань і бюджету проекту можливі достатньо різноманітні варіанти конфігурації. У найбільш доступній конфігурації використовуються стандартні материнські плати для процесорів Intel Pentium III і мережені адаптери Fast Ethernet. Вузли кластера об'єднуються між собою за допомогою комутатора Fast Ethernet на відповідні число

портів. Кількість вузлів і їх конфігурація залежить від вимог, що пред'являються до обчислювальних ресурсів конкретними завданнями і доступних фінансових можливостей.

У зв'язку з відміченим, *основними цілями даної статті є:*

- висвітлення особливостей конструювання персонального обчислювального кластера на базі стандартних мережених технологій;
- особливості розвитку системного програмного забезпечення для персонального обчислювального кластера;
- розробка паралельних алгоритмів для розв'язування широкого кола прикладних задач;
- моделювання задач, які розглядаються, на персональному обчислювальному кластері.

Виклад основного матеріалу досліджень

Деякі особливості конструювання та функціонування кластерних обчислювальних систем

Кластер - це модульна багатопроцесорна система, створена на базі стандартних обчислювальних вузлів, з'єднаних високошвидкісним комунікаційним середовищем.

Нині слова «кластер» та «суперкомп'ютер» у значній мірі синоніми, але до поняття цього апаратні засоби пройшли довгий цикл еволюції. Перші 30 років з часів заснування комп'ютерів, аж до середини 1980-х р., під «суперкомп'ютерними» технологіями розуміли виключно виготовлення спеціалізованих особливо потужних процесорів. Однак поява однокристалного мікропроцесора практично стерло різницю між «масовими» та «особливо потужними» процесорами, і з цього моменту єдиним способом створення суперкомп'ютера став шлях об'єднання процесорів для паралельного рішення однієї задачі. Приблизно до середини 1990-х р. основний напрямок розвитку суперкомп'ютерних технологій було пов'язано зі створенням спеціалізованих багатопроцесорних систем із масових мікросхем.

Один з сформованих підходів – технологія SMP (*Symmetric Multi Processing*), мав на увазі об'єднання багатьох процесорів з використанням загальної пам'яті, що сильно спрощувало програмування, але зумовляло високі вимоги до самої пам'яті. Зберегти швидкодію таких систем при збільшенні кількості вузлів до десятків було практично неможливо. Крім того, цей підхід став самим дорогим в апаратній реалізації.

На порядок більш дешевшим та практично з безмежними спроможностями до масштабування стала технологія MPP (*Massively Parallel Processing*), при якій незалежні спеціалізовані обчислювальні модулі об'єдналися спеціалізованими каналами зв'язку, причому й перші й другі розроблялись під конкретний суперкомп'ютер і ні в яких інших цілях не використовувались.

Ідея створення так званого кластера робочих станції фактично стала розвитком технології MPP, бо логічно MPP-система не сильно різнилась від

звичайної локальної мережі. Локальна мережа стандартних персональних комп'ютерів, при відповідному ПЗ, що використовувалась як багатопроцесорний суперкомп'ютер, й стала першою ланкою сучасного кластеру. Ця ідея отримала більш сучасне втілення в середині 1990-х р., коли дякуючи широкому оснащенню ПК високошвидкісною шиною PCI і появою дешевої, але досить швидкодіючої мережі Fast Ethernet кластери стали наздоганяти спеціалізовані MPP-системи за комунікаційним можливостям. Це означало, що повноцінну MPP-систему можна було створити з стандартних серійних комп'ютерів при допомозі серійних комунікаційних технологій, причому така система обходилася дешевше в середньому на два порядки.

Сфера використання кластерних систем нині аніскільки не вужче, ніж суперкомп'ютерів з іншою архітектурою: вони не менш успішно справляються із задачею моделювання самих різних процесів і явищ.

Саме розвиток кластерних технологій зробило високу продуктивність обчислення широко доступною і дозволило самим різним установам скористатись їх перевагами. Наведемо область розподілення обчислень при використанні 500 самих потужних комп'ютерів світу:

44,3% - електрона, автомобільна, авіаційна та ін. галузі важкої промисловості та машинобудування;

20% - наука й навчання, суперкомп'ютерні центри;

18% - доводиться на погодні й кліматичні дослідження;

7% - ядерні, космічні, енергетичні й воєнні державні програми;

3,5% - фінансові компанії й банки та ін.

Сьогодні можна стверджувати, що кластерні системи успішно застосовуються для всіх задач суперкомп'ютинга - від обчислень для науки й промисловості до управління базами даних. Практично усі програми, що потребують потужних обчислень, мають зараз паралельні версії, які дозволяють розбивати задачу на фрагменти й обчислювати її паралельно на багатьох вузлах кластеру. Наприклад, для інженерних обчислень традиційно використовуються так звані сіткові методи [3,4,5,12,17,19,21,22,30,31], коли область обчислень розбивається на осередки, кожен з яких є окремою одиницею обчислень. Ці осередки обчислюються незалежно на різних вузлах кластера, а для отримання загальної картини на кожному кроці обчислень виконується обмін даними.

Кластерні рішення – це найбільш економічно зумовлений вибір. На відміну від більшості серверних систем з загальною пам'яттю кластерні рішення легко масштабуються до систем більшої продуктивності. Таким чином, при збільшенні обчислювальних вузлів до необхідної продуктивності обчислень не обов'язково придбавати нову систему - можна додати стандартні обчислювальні вузли й легко нарощувати стару.

Кластерні рішення мають найкраще на сьогоднішній день співвідношення ціна/продуктивність та мають істотно більш низьку вартість обслуговування. Це досягається за допомогою спроможності до масштабування й

використанню стандартних загальнодоступних компонентів ціна яких постійно знижується.

Крім того, кластерна архітектура забезпечує відмінну відказостійкість системи: при виході з ладу одного, чи декількох обчислювальних модулів (чи вузлів) кластер не втрачає робото- спроможності, й нові задачі можуть бути запущені на меншому числі вузлів. Несправний вузол легко й швидко виймається з стійки й замінюється новим, який одразу ж включається в роботу. Це можливо дякуючи комутованій топології сучасних системних мереж, коли обмін повідомленнями між двома вузлами може відбуватися багатьма шляхами.

На даний час кластери конструюються з обчислювальних вузлів на базі стандартних процесорів, з'єднаних високошвидкісною системною мережею (інтерконектом), а також, як правило, допоміжною й сервісною мережами. Іноді лідери-виробники пропонують свій формфактор: наприклад, IBM, Verari, LinuxNetworx та інші компанії пропонують обчислювальні вузли на основі блейд-технологій («леза»), які забезпечують високу щільність установки, але дещо удорожчують конструктивні рішення.

Кластер - це складний програмно-апаратний комплекс, і задача його побудови не закінчується об'єднанням великої кількості процесорів в один сегмент. Для того щоб кластер швидко й правильно обчислював задачу, усі комплектуючі повинні бути щільно підібрані один до одного з врахуванням вимог програмного забезпечення, оскільки продуктивність кластерного ПЗ сильно зумовлена від архітектури кластера, характеристик процесорів, системної шини, пам'яті й інтерконекта.

Кластерні системи можуть використовувати дуже різні платформи та типи інтерконектів, і як правило, класифікуються не через набір комплектуючих, а по галузям використання. Виділяють чотири типи кластерних систем:

- обчислювальні кластери;
- кластери баз даних;
- відказостійкі кластери;
- кластери для розподілення завантаження.

Сама велика група - обчислювальні кластери. Вона може бути розбита на підгрупи; правда, класифікуються в цій групі вже не обчислювальні машини, а готові програмно-апаратні кластерні рішення. Такі системи «під ключ» мають поперньо встановлене ПЗ, необхідне замовнику для розв'язку його задач. Рішення, оптимізовані для різних програм, різняться підбором компонентів, що забезпечують найбільш продуктивну роботу саме цих програм за найкращим співвідношенні ціна/ якість.

Основні типи готових рішень у світовій практиці:

- промислові кластери для інженерних задач;
- кластери для нафто- й газодобиваючої промисловості;

- кластери для досліджень у галузі «наук про життя», або life sciences (пошук нових ліків, генетика, молекулярне моделювання, біоінформатика);
- кластери для стратегічних досліджень (дослідження погоди й клімату, ядерна фізика й фізика часток, космічні дослідження, оборонні програми);
- кластери для індустрії розваг (комп'ютерна графіка й спец ефекти, комп'ютерні онлайн ігри);
- кластери для високопродуктивних обчислень у різних галузях науки й навчання.

Деякі особливості прикладного програмного забезпечення кластерних обчислювальних систем

Робота кластерних систем забезпечується чотирма видами спеціалізованих додатків, таких як:

операційні системи (як правило, *Linux*);

засоби комунікації (для обчислювальних кластерів це зазвичай бібліотека *MPI (Message Passing Interface)*);

засоби розробки паралельних додатків;

ПЗ для адміністрування кластерів.

Для написання паралельних програм, використовуються бібліотеки програмування *MPI*, що забезпечує взаємодію між вузлами кластера. *MPI* стандартизує набір інтерфейсів програмування, на яких можна робити програми, що легко переносяться на різні кластерні архітектури.

Створення паралельної програми містить у собі дві основних стадії:

послідовний алгоритм піддається декомпозиції (розпаралелюванню), тобто розбивається на незалежно працюючі ланки; для взаємодії між ланками вводяться дві додаткових нематематичних операції: прийом і передача даних;

паралельний алгоритм записується у вигляді програми, у якій операції прийому й передачі записуються в термінах конкретної системи зв'язку між ланками.

Система зв'язку, у свою чергу, містить у собі два компоненти: програмний і апаратний.

Із точки зору програмування базових методик дані можуть передаватися:

через розподільвальну пам'ять; синхронізація доступу галузей до такої пам'яті відбувається за допомогою семафорів;

у вигляді повідомлень.

Перший метод є базовим для *SMP*-машин, другий - для мереж всіх типів.

Стандартом інтерфейсу програміста для кластерів, що підтримують *MPP* архітектуру, вирішено зробити технологію *MPI*. Тож утворений *MPI Forum*, і випущена специфікація, яка повинна задовольняти всі конкретні

розробки. Головна організація проекту - Аргонська національна лабораторія США, саме вона поширює пакет MPICH (*MPI CHameleon*), який перенесений на більшість платформ.

Конструктивна реалізація персонального обчислювального кластера MPP архітектури

Переважає більшість функціонуючих суперобчислювальних установок є фактично багатопроцесорними паралельними обчислювальними системами MPP архітектури (*Massively Parallel Processing*). Багатопроцесорні обчислювальні системи, сконструйовані на локальних мережах, почали називати «кластерними системами» або просто «кластерами». Це пояснюється тим, що логічно MPP - система мало відрізняється від звичайної локальної мережі.

Існує два можливі шляхи побудови кластерного обчислювального комплексу (рис.1):

з'єднання за допомогою локальної мережі (*Ethernet*) персональних ЕОМ (рис. 1а). Причому технічно конфігурації ЕОМ об'єднаних у кластер можуть бути різними й навіть із різними операційними системами;

так звані «блейд» серверні рішення (рис.1б), при яких кілька однотипних материнських модулів встановлюються в одному корпусі.

За схемою рис. 1а на кафедрі прикладної математики та обчислювальної техніки НМетАУ було сконструйовано відповідний обчислювальний кластер, який дозволив розв'язати проблему математичного моделювання багатовимірних задач металургійного виробництва [3,5,12,17,18,29].

Блейд - системи більш компактні й зручні в обслуговуванні, і незначно дорожче в реалізації в порівнянні з першим підходом. Але дякуючи зростаючому попиту та пропозиції «блейд» конфігурацій на нашому ринку, було ухвалене рішення про створення саме «блейд» кластерного пристрою для математичного моделювання багато вимірних задач металургійного виробництва.

У якості конструктива було обрано єдиний корпус, що являє собою осередок обчислювальної шафи. Це пов'язане з тим, що, з одного боку, при необхідності можна декілька ПОК розміщати в єдиному корпусі, а з іншого боку - при такому підході забезпечується компактність, успішне охолодження й легкий доступ до гнізд і елементів плат, які налагоджуються. ПОК включає вертикальне, паралельне друг стосовно друга, розташування системних плат, що відповідає ідеї “Blade” - серверів (рис. 2).

Використання стандартного блоку живлення (БЖ) під АТХ дозволило зменшити розміри ПОК. Були проведені кілька тестів з різними БЖ, зокрема CHIEFTEC-400W, COOLERMAS-420W, TARGA-400W. Всі вони з досить гарним запасом по потужності показали приблизно рівні показники. За конструктивними міркуваннями було обрано TARGA. Також був використаний мережений комутатор D-link Ethernet 100Mbit з 8 портами доступу (рис. 3).

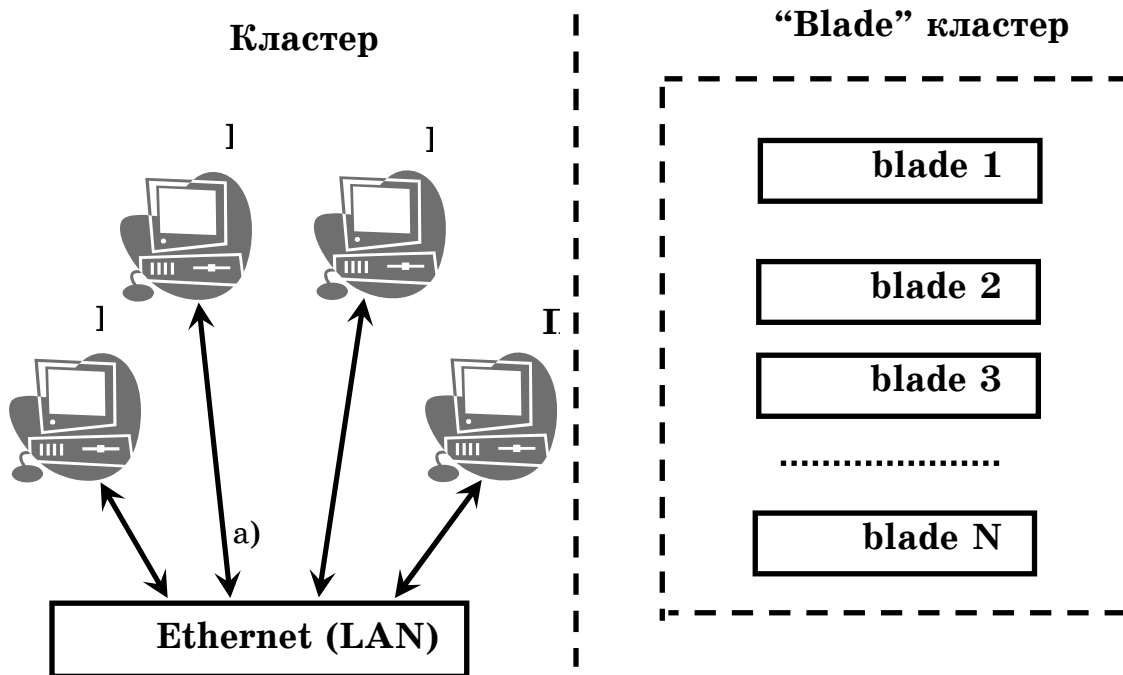


Рисунок 1 - Структурна схема кластерних обчислювальних комплексів: а) побудова кластерного обчислювального комплексу за допомогою з'єднання ПК через локальну мережу (*Ethernet*); б) «блейд» серверне рішення побудови персонального обчислювального кластера



Рисунок 2 - Каркас корпуса «блейд» обчислювального ПК

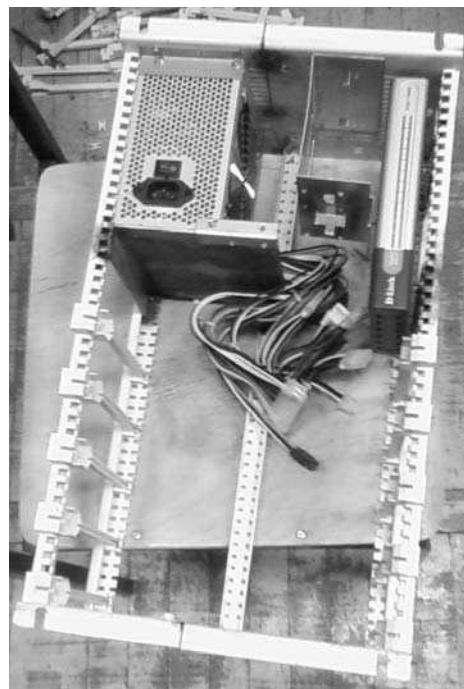


Рисунок 3 - Корпус ПК з встановленим блоком живлення і мережним комутатором

У конфігурацію сервера були обрані 5 лез із оглядом на можливу при необхідності розширюваність кластера додатковими лезами (рис. 4).

Блок обчислювальних вузлів персонального п'яти - вузлового кластера створений на основі використання системних плат PC2500 від VIA з інтег-

рованими процесорами C3-1,8 (рис.5), які мають характеристики, що наводяться в табл.1. Такі процесори мають супереконічне ядро й досить низьку вартість. Основним критерієм вибору даної платформи послужила функція BIOS - «аварійний перезапуск живлення», що дозволяє без додаткової електроніки стартувати леза, а також функція віддаленого завантаження по мережі. На обраних платформах використовується пам'ять типу DDRII-533.

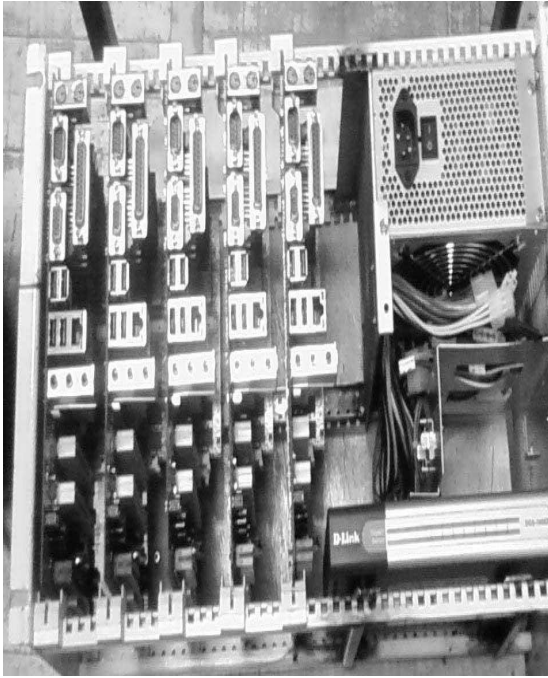


Рисунок 4 - Блок ПОК із встановленими лезами



Рисунок 5 - Лезо кластера

За наведеними принципами був сконструйований ПОК, який представлено на рис. 6.



Рисунок 6 - ПОК в зборі

Персональний обчислювальний кластер, який зображено на рис.6, має розміри: ширина 19', висота 10,9', глибина 9'. Вага пристрою приблизно 7 кг.

Таблиця1

Технічні характеристики лез персонального обчислювального кластера

Процесор	VIA C7-D 1.5GHz
Чипсет	VIA CN700 + VT8237R Plus
Пам'ять	2 x DDRII slots, Up to 2GB
Вбудоване відео	VIA UniChrome Pro IGP(VIA CN700)
Аудіо	Realtek ALC655(support 6 channels)
Мережна плата	VIA VT6103L PHY 10/100 Base-T Ethernet
Порти	1x 10/100 LAN port 1x VGA connector 4x USB 2.0 ports 1x Line out / Line in / mic jack 2x PS2 connectors 1x Parallel Port (LPT port) 1x Serial Port (Com port)
Контролери	2x PATA connectors(Up to ATA133) 2x SATA connectors(Up to SATA150)
Гнізда на платі	2x USB 2.0 connectors (for 4 additional USB 2.0 ports) 1x Front-audio connector (Mic and Line Out) 1x Front-panel connector 2x PCI Slots 1x Floppy drive connector 1x CD Audio-in connector 2x Fan connectors: CPU/Sys FAN 1x ATX 20pin Power Connector 1x +12V 4pin Power Connector 1x CNR Slot 1x IR connector

Організація «блейд» кластера складається в об'єднанні лез через комутатор, який встановлюється у одному ж корпусі з лезами в єдину мережу Ethernet. Для блейд сервера досить одного вінчестера на якому розташований образ системи, що завантажується, і при цьому використовується механізм мережного завантаження «Network boot». При включенні живлення мережний комутатор роздає IP адреси всім вузлам кластера, при цьому відбувається початкова ініціалізація й кластер готовий до роботи (рис.7).

Після завантаження операційної системи доступ до ПОК можна отримати за стандартними мережними протоколами (*telnet*, *ssh*, *rsh*), як до звичайного ПК. Дякуючи чому для організації суперкомп'ютера на основі робочого ПК і ПОК необхідний лише мережний зв'язок між ними, який може бути організований як через локальну LAN так і через глобальну мережу internet (рис.8).

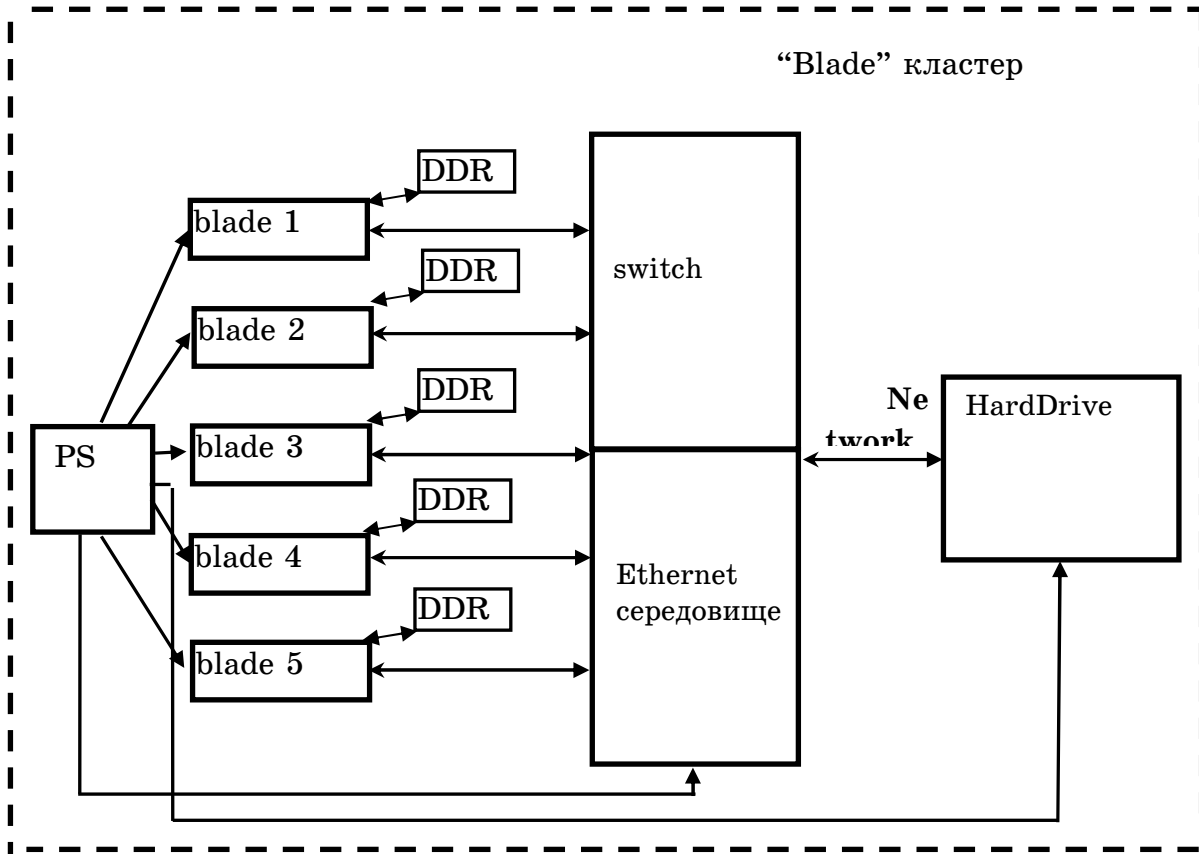


Рисунок 7 - Загальна блок-схема функціонування ПОК

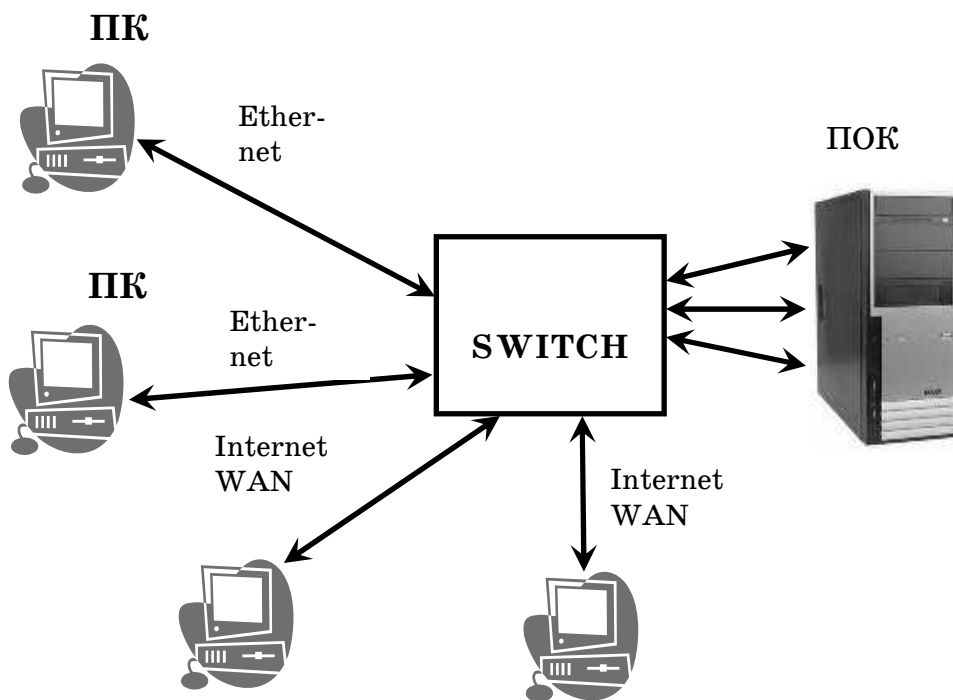


Рисунок 8 - Можливі режими зв'язку робочого ПК з ПОК

Системне програмне забезпечення ПОК

Виробники «блейд»- серверів надають список операційних систем, що підтримують роботу «блейд» кластера – зазвичай це Windows і Linux.

Після ретельного аналізу операційних систем, що поставляються з обраним лезом, було прийняте рішення використання операційної системи Fedora-6. Серед значних переваг якої є:

- безкоштовність - Fedora це Linux дистрибутив;
- економність до апаратних ресурсів і швидкодія - незаперечні переваги всіх Linux - систем у порівнянні з Windows;
- підтримка драйверів мережних карт лез - із запропонованих Linux - систем, Fedora-6 має необхідний набір драйверів у поставці.

Крім того, Fedora-6 має в комплекті інструментарій для моніторингу й аналізу паралельних обчислень на кластері, що безперечно буде корисно для насупних досліджень.

Як програмний інструментарій для паралельних обчислень був обраний стандарт MPI (*Message Passing Interface*) з відкритою базовою реалізацією mpich-1. У його склад входять, як правило, два обов'язкових компоненти:

- бібліотека програмування для мов C, C++ й Фортран,
- завантажник файлів до запуску.

Крім того, може бути присутнім довідкова система, командні файли для полегшення компіляції/компонування програм і т.д.

У стандарті MPI відсутнє все зайве, наприклад, немає засобів автоматичного перенесення й побудови копій файлу, що виконується, у мережі. У такому стандарті також немає ніяких засобів автоматичної декомпозиції, немає відладчика. Тобто це система міжпроцесового зв'язку в чистому виді, і не більше того.

Для MPI прийнято писати програму, що містить код всіх галузей відразу. MPI-завантажником запускається вказана кількість екземплярів програми. Кожний екземпляр визначає свій порядковий номер у запущеному колективі, і залежно від цього номера й розміру колективу виконує ту, або іншу гілку алгоритму. Така модель паралелізму називається Single program/Multiple data (*SPMD*), і є часткою моделі Multiple instruction/Multiple data (*MIMD*).

Кожна гілка має простір даних, повністю ізольоване від інших гілок. Обмінюються даними гілки тільки у вигляді повідомлень MPI.

Всі гілки запускаються завантажником одночасно, як процеси Юнікса. Кількість гілок фіксована, у ході роботи породження нових гілок неможливо.

Хоча з теоретичної точки зору для організації обміну даними досить усього двох операцій (прийом і передача), на практиці все є набагато складніше - для цього існує порядку 40 функцій.

Дві найпростіші (але й найбільш повільні з точки зору швидкодії) функції - MPI_Recv і MPI_Send. Але MPI - має досить розгалужений інструментарій функцій для обміну повідомленнями.

В MPI добре продумане об'єднання гілок у колективи. По суті, таке ділення служить тієї ж мети, що й введення ідентифікаторів для повідомлень: допомагає надійніше відрізнити повідомлення друг від друга. У більшості функцій MPI є параметр типу "комунікатор", якому можна розглядати як номер колективу. Він обмежує область дії даної функції відповідним колективом. Комунікатор колективу, що містить у собі всі гілки програми, створюється автоматично при старті й називається MPI_COMM_WORLD.

MPI повинен знати про типи переданих даних остільки-оскільки при роботі в мережах на різних ПК дані можуть мати різну розрядність (наприклад, тип int - 4 або 8 байт), орієнтацію (молодший байт розташовується в пам'яті першим на процесорах Intel, останнім - на всіх інших). Тому всі функції передачі-прийому в MPI оперують не кількістю переданих байт, а кількістю значень, тип яких задається параметром функції: MPI_INTEGER, MPI_REAL і т.д.

Однак, користуючись базовими функціями можна передавати або масиви, або одиночні дані (як окремий випадок масиву). А як передавати дані агрегатних типів, наприклад, структури? В MPI є механізм конструювання користувальницьких об'єктів на базі вже наявних (як користувальницьких, так і вбудованих).

Більше того, розробники MPI створили механізм конструювання нових типів навіть більше універсальний, чим наявний у мові програмування.

Виграш від використання механізму конструювання типів очевидний - краще один раз викликати функцію передачі-прийому зі складним шаблоном, чим двадцять разів - із простими.

Як інструментарій MPI сам по собі є засобом:

- складним: специфікація на MPI-1 містить 300 сторінок;
- спеціалізованим: це універсальна система зв'язку.

Особливості паралельних обчислень на ПОК

Для реалізації програмних обчислень на ПОК була використана мова системного програмування C і стандартна trich-1 бібліотека.

При складанні програмних кодів було використано модульне програмування. Модульне програмування володіє тією перевагою, що кожна підпрограма може налагоджуватись окремо і це лежить в основі правильної декомпозиції.

Звичайна програма складається з розділів:

- розділ оголошень і співвідношень;
- розділ текстів процедур і функцій;
- розділ основного блоку програми.

При реалізації паралельного механізму обчислень закладено логіку розподілення в основний блок програми.

При запуску програми в результаті ініціалізації кожний `trich` вузол одержує унікальний ідентифікатор (номером від 0 до 255). На основі цього ідентифікатора ґрунтується алгоритм розподілення (рис.9).

Нульовий процес (як правило це процес запущений на звичайній ЕОМ) виступає в ролі координатору обчислень `master`, організовуючи пересилання даних і завдань іншим `slave` процесам. При цьому нульовий процес сам не виконує ніяких обчислень.

Алгоритм роздачі завдань `master` ПК полягає в циклічному переборі доступних `trich` процесів з роздачею даних зумовлених поточним станом обчислення, відсилання вказівки на обчислення, прийому результату й перемикання на наступний вузол.

При розв’язуванні багато вимірювальної задачі [3,4,5,12,18,30,32,33] в тілі програми виділяються три головних функції - прямого й зворотного прогону по координатам X, Y и Z. Саме вони є мінімально доступним завданням на обчислення для кожного `slave` вузла.

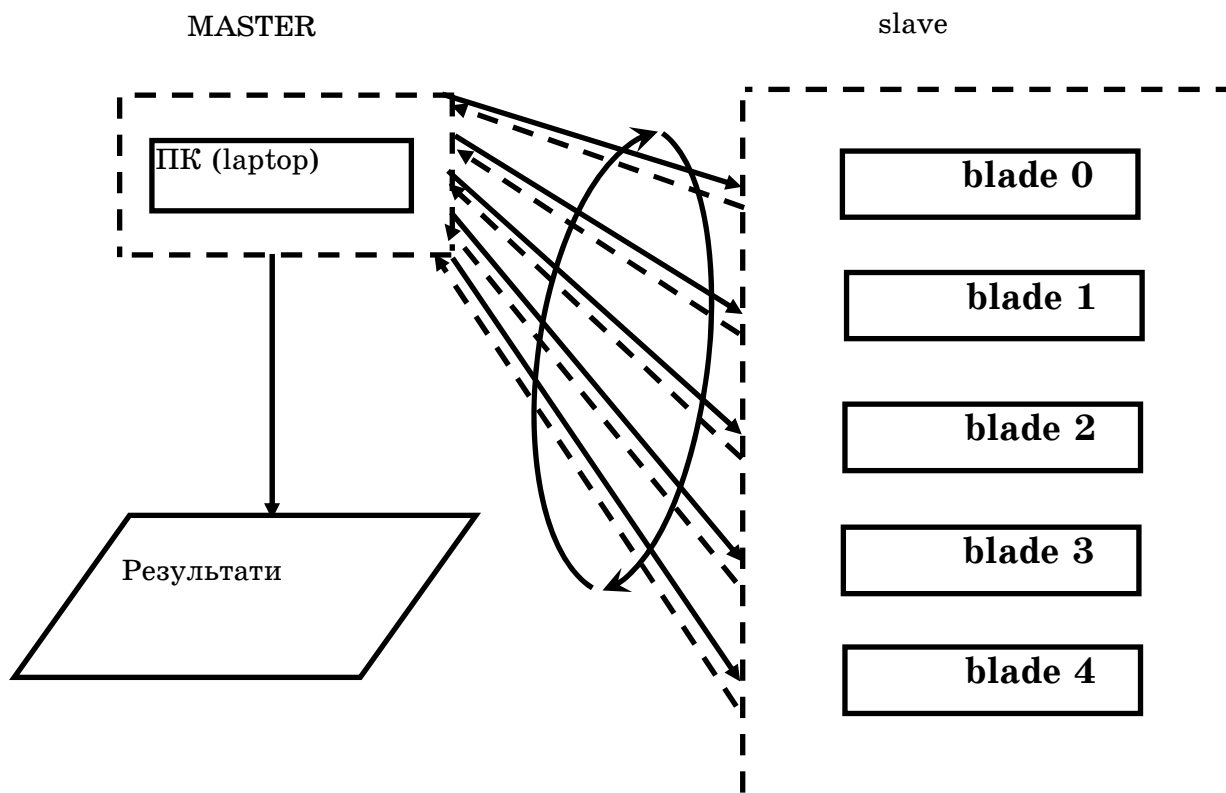


Рисунок 9 - Алгоритм паралельних обчислень ПМК

Для організації даного підходу введені три ідентифікатори обчислень і один додатковий для завершення відомих процесів:

```
#define ACTION_QUIT 0
#define ACTION_RYFP 1
#define ACTION_RXFP 2
#define ACTION_RZFP 3
```

На початку функціонування основного блоку виробляється ініціалізація MPI процесів засобами `mpich` бібліотеки й визначається ідентифікатор поточного процесу із числом зареєстрованих вузлів:

```
MPI_Init (&argc, &argv);
MPI_Comm_rank (MPI_COMM_WORLD, &myrank);
MPI_Comm_size (MPI_COMM_WORLD, &size);
```

Після ініціалізації в кожному вузлі відбувається первісна ініціалізація початкових умов і даних обчислень, провадиться підготовка вузла координатора й введених вузлів до початку роботи.

Після цього відбувається логічний поділ потоку обчислення на 2 галузі (*master* й *slave*):

```
if (myrank == 0) {
  // код координатора обчислень - master
} else {
  // код всіх ведених вузлів - slave
}
```

Код для всіх *slave* вузлів складається з нескінченного циклу в якому відбувається очікування повідомлення, що задається від *master* ПК. Як було відзначено вище - можливих завдань усього 4:

```
} else {
  while (1) {
    MPI_Recv (&action_code, 1, MPI_INT, 0, 99, MPI_COMM_WORLD,
&status);
    if (action_code == ACTION_QUIT) {
      MPI_Finalize();
      return 1;
    }
    if ( (action_code == ACTION_RYFP) ||
(action_code == ACTION_RXFP) ||
(action_code == ACTION_RZFP) ) {
      // обчислення
    }
  }
}
```

При надходженні одного з кодів `ACTION_RYFP` або `ACTION_RXFP` або `ACTION_RZF` виконуються обчислення відповідного прогону й відправляються результати координаторові. А при надходженні коду `ACTION_QUIT` відбувається завершення роботи вузла й вихід із програми.

У той час поки в гілці *slave* вузлів проходить очікування спрямованих повідомлень, у *master* гілці керування обчислювальним процесом відбувається роздача завдань по циклі всім вузлам по черзі. І по завершенню всіх операцій головний вузол ініціює розсилання повідомлень на завершення всіх ведених процесів:

```
code = ACTION_QUIT;
```

```
for (i=1; i<size; i++) {  
    MPI_Send (&code, 1, MPI_INT, i, 99, MPI_COMM_WORLD);  
}
```

Після цього, master що залишився єдиним запущеним процесом, виводить результати обчислень і завершує свою роботу.

Алгоритмізація паралельних обчислень і обчислювальні експерименти

Особливості конструювання паралельних обчислювальних алгоритмів для ПОК, що розглядується, детально висвітлюється в [28,29]. Ефективність запропонованого підходу для проведення обчислювальних експериментів підтверджується рішенням задач нестационарної теплопроводності [3,5,12,17,18], деякими особливостями моделювання зворотних задач дослідження теплофізичних властивостей матеріалів [30,31], задач прогнозу екологічних систем під впливом природних і антропогенних чинників [4,32,33]. Деякі принципові особливості алгоритмізації і моделювання вказаного класу задач автор планує освітити в найближчих публікаціях.

Висновки і перспективи подальших досліджень

Основним науковим результатом представленої статті є розробка нових ефективних обчислювальних технологій кластерного типу для розв'язування багатомірних нестационарних задач металургійного виробництва. При цьому:

1. Запропонований, проаналізований і реалізований новий підхід для розв'язування багатомірних нестационарних задач металургійного виробництва на основі паралельних комп'ютерних технологій кластерного типу. Доведена універсальність його по відношенню до розв'язування широкого класу задач металургійного виробництва.
2. Запропонований персональний обчислювальний кластер MPP архітектури, як модульна багатопроесорна система, що побудована на основі стандартних обчислювальних вузлів, з'єднаних високошвидкісним комунікаційним середовищем.
3. Запропонований кластерний обчислювальний комплекс побудований на основі «блейд» серверних рішень, при яких кілька однотипних материнських модулів устанавлюються в одному корпусі.
4. Для ефективного функціонування персонального обчислювального кластера було прийняте рішення використання операційної системи Fedora-6, яка має ряд значних переваг перед іншими. Як програмний інструментарій для паралельних обчислень був обраний стандарт MPI (*Message Passing Interface*) з відкритою базовою реалізацією mpich-1.
5. Розроблений і протестований високоєфективний комплекс програм для розв'язування широкого класу задач металургійного виробництва.

ЛІТЕРАТУРА

1. Роуч П. Вычислительная гидродинамика / Пер. с англ. – М.: Мир, 1980. – 616 с.
2. Коздоба Л. А. Вычислительная теплофизика. – Киев: Наук. Думка, 1992. – 224 с.

3. Иващенко В.П., Швачич Г.Г., Шмукин А.А. Параллельные вычисления и прикладные задачи металлургической теплофизики // Системні технології. Регіональний збірник наукових праць. – Випуск 3(56).- Том 1.- Дніпропетровськ, 2008.- С. 123-138.
4. Швачич Г.Г. К вопросу конструирования параллельных вычислений при моделировании задач идентификации параметров окружающей среды // Математичне моделювання. №2(14), 2006. - С.23-34.
5. Швачич Г.Г. О параллельных компьютерных технологиях кластерного типа решения многомерных нестационарных задач // Materiály IV mezinárodní vědecko – praktická konference «Vědecká potenciál světa - 2007». – Dní 7. Technická vědy. Matematika. Fyzika. Moderní informační technologie. Věstavba a architektura: Praha. Publishing House «Education and Science» s.r.o – P. 35-43.
6. Миленин А., Дья Х., Мускальски З., Пилярчик Я. Моделирование с помощью метода конечных элементов процесса волочения проволоки в роликовых волокнах // Метизы 2(12), 2006. - С. 30-33.
7. Официальная страница проекта Beowulf - <http://www.beowulf.org/>.
8. Andrews G.R. Foundations of Multithreading, Parallel and Distributed Programming. Addison-Wesley, 2000 (русский перевод Эндрюс Г.Р. Основы многопоточного, параллельного и распределенного программирования. - М.: Издательский дом "Вильямс", 2003).
9. Quinn M. J. Designing Efficient Algorithms for Parallel Computers. - McGraw-Hill, 1987.
10. Roosta, S.H. Parallel Processing and Parallel Algorithms: Theory and Computation. Springer-Verlag, NY. 2000.
11. Shvachych G.G. Prospects of construction highly-productive computers systems on the base of standard technologies // IV International Conference “Strategy of Quality in Industry and Education”.- May 30 –June 6, 2008, Varna, Bulgaria . – Proceedings. Volume 2. – P. 815-819.
12. Швачич Г.Г., Шмукин А.А. О технологии параллельного компьютерного моделирования на многопроцессорных вычислительных комплексах кластерного типа // Математичне моделювання. №2(17), 2007. - С. 99-106.
13. Гергель В.П., Стронгин Р.Г. Основы параллельных вычислений для многопроцессорных вычислительных систем. - Н.Новгород, ННГУ, 2001.
14. Chandra, R., Menon, R., Dagum, L., Kohr, D., Maydan, D., McDonald, J. Parallel Programming in OpenMP. - Morgan Kaufmann Publishers, 2000.
15. Chandra, R., Menon, R., Dagum, L., Kohr, D., Maydan, D., McDonald, J. Parallel Programming in OpenMP. - Morgan Kaufmann Publishers, 2000.
16. Dimitri P. Bertsekas, John N. Tsitsiklis. Parallel and Distributed Computation. Numerical Methods. - Prentice Hall, Englewood Cliffs, New Jersey, 1989.
17. Швачич Г.Г., Шмукин А.А. Особенности конструирования параллельных вычислительных алгоритмов для ПЭВМ в задачах тепло- и массообмена // Восточно-европейский журнал передовых технологий. №2, 2004. - С. 42-47.
18. Швачич Г.Г., Колпак В.П., Соболенко М.А. Математическое моделирование скоростных режимов термической обработки длинномерных изделий // Теория и практика металлургии. Общегосударственный научно-технический журнал. № 4-5(59-60). 2007. – С. 61-67.
19. Воеводин В.В. Математические модели и методы в параллельных процессах. – М.: Наука. 1986. – 29 с.
20. Miller R., Boxer L. A Unified Approach to Sequential and Parallel Algorithms. Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ. 2000.

21. Швачич Г.Г. О алгебраическом подходе в концепции распределенного моделирования многомерных систем // Теория и практика металлургии. Общегосударственный научно-технический журнал. № 6(61). 2007. – С. 73-78.
22. Швачич Г.Г. Математическое моделирование одного класса задач металлургической теплофизики на основе многопроцессорных параллельных вычислительных систем // Математичне моделювання. №1(18), 2008. - С. 60-65.
23. Воеводин В.В., Воеводин Вл.В. Параллельные вычисления. - СПб.: БХВ-Петербург, 2002. – 608 с.
24. Miller R., Boxer L. A Unified Approach to Sequential and Parallel Algorithms. Prentice Hall, Upper Saddle River, NJ. 2000.
25. Швачич Г.Г. Об одном подходе к решению проблемы латентности вычислительных кластеров МРР архитектуры // Материали за 5 – а международна научна практична конференция, «Ставайки съвременни наука», - 2007. Том 10. Математика. Физика. Съвременни технологии на информации. Физическа култура и спорт. София. «Бял ГРАД-БГ» ООД.- С. 27-35.
26. Баканов В.М. Персональный вычислительный кластер как недостающее звено в технологии проведения сложных технологических расчетов // Метизы 2(12), 2006. - С. 33-36.
27. Shvachych G.G. Prospects of construction highly-productive computers systems on the base of standard technologies // IV International Conference “Strategy of Quality in Industry and Education”.- May 30 –June 6, 2008, Varna, Bulgaria . – Proceedings. Volume 2. – P. 815-819.
28. Shvachych G.G., Shmukin A.A. Peculiarities of parallel computational algorithm synthesizing for personal electronic computer (pec) in heat – and – mass exchange problems // Eastern-european journal of enterprise technologies. Num.2, 2004, - P. 15-29.
29. Швачич Г.Г., Шмукин А.А. Графовые модели построения параллельных численных методов решения больших задач // Комп'ютерне моделювання та інформаційні технології в науці, економіці та освіті: Збірник наукових праць.- Кривий Ріг: КЕІ КНЕУ, 2005.- С.231-233.
30. Швачич Г.Г., Шмукин А.А. Определение теплофизических свойств материалов обратными методами // Материалы Международной научно-методической конференции “Проблемы математического моделирования”. - Днепродзержинск, 2004.
31. Швачич Г.Г., Шмукин А.А., Протопопов Д.В. Определение теплофизических свойств материалов средствами математического моделирования // Материалы VIII Международной научно-практической конференции “Наука и образование 2005”. Том 61. Техника.- Днепропетровск: Наука и образование, 2005. - С. 64-66.
32. Швачич Г.Г. Математическое моделирование динамики окружающей среды на основе применения параллельных вычислительных систем // Матеріали II Міжнародної науково-практичної конференції «Сучасні наукові дослідження-2006». Том 11. Математика. - Дніпропетровськ, 2006. - С. 61-66.
33. Швачич Г.Г. Моделирование задач идентификации окружающей среды средствами параллельного программирования // Матеріали 10 ювілейної міжнародної науково-методичної конференції “Проблеми математичного моделювання”. Тези доповідей.- Дніпродзержинськ, 2006. - С. 230.

УДК 517.9:621.78:669.14

В.И. Цоцко, А.И. Денисенко, И.М. Спиридонова, Б.И. Пелешенко

АНАЛИТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЯ ТЕМПЕРАТУР ОДНОМЕРНОГО ОБРАЗЦА В УСЛОВИЯХ МЕСТНОЙ ТЕРМО- ЦИКЛИРУЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

В условиях периодического нагрева и охлаждения поверхности одномерной металлической модели аналитически исследовано температурное поле по всей глубине модели в зависимости от времени. Результаты исследования могут быть применены при термоциклировании, при диффузионном насыщении поверхностного слоя металлов, в процессах местной термообработки деталей.

В умовах періодичного нагрівання та охолодження поверхні одновимірної металевої моделі аналітично досліджено температурне поле по всій глибині моделі в залежності від часу. Результати дослідження можуть бути застосовані при термоциклюванні, при дифузійному насиченні поверхневого шару металів, в процесах місцевої термообробки деталей.

In conditions of periodical heating and cooling of the surface of one-dimensional model, the temperature field along all the depth of the model depending upon time was analytically studied. The results of the study may be applied in thermal cycling, diffusion saturation of the surface layer of metals or in the processes of local thermal treatment of parts.

Введение. В последнее время повышенный интерес вызывают результаты термоциклической обработки (ТЦО) металлов, в частности сталей [1]. Исследования негативного влияния термоциклического воздействия на металлы, моделирующего широкий класс явлений термической усталости, привело к выявлению ряда позитивных следствий, имеющих практическое значение.

Металлические изделия, в том числе изготовленные на основе железа, преимущественно функционируют в условиях изменяющихся температур. В процессе изготовления или ремонта они также подвергаются переменному тепловому воздействию. Под влиянием температурных колебаний вследствие релаксации термических напряжений, обусловленных температурными градиентами и термоструктурными изменениями, свойства металлов необратимо изменяются. В результате возникают повреждения поверхности, развиваются несплошности, изменяются форма и размеры тел.

Большую роль в развитии структурной и размерной нестабильности играют фазовые превращения, благодаря которым явление термической усталости металлов усложняется. Одной из причин необратимого изменения объема металлических сплавов является развитие в них пористости: при растворении и осаждении примесей в твердых растворах, при растворении жидких избыточных фаз, при газообразовании. Примером размерной нестабильности, обусловленной фазовыми превращениями, является рост графитизированных сплавов железа.

Причиной необратимого формоизменения и утраты высоких значений механических свойств часто являются повторяющиеся полиморфные превращения. В металлах они совершаются в узком температурном интервале и сопровождаются заметным объемным эффектом, в результате последовательного развития перекристаллизации. Многократное повторение фазовых превращений при эксплуатации материалов вызывает необратимые формоизменения и приводит к термоусталостному разрушению изделий. При определенном ограничении количества термоциклов последствия, вызываемые фазовыми переходами, могут быть благоприятными в контексте ряда свойств металлов, например, способствовать упрочнению, проявлению сверхпластичности, повышению твердости [2, с. 5]. Так, например, при ударно-волновой обработке и последующих циклических изменениях температуры чугуна выявлено дробление пластинчатых включений графита на более мелкие сферические формы, равномерно распределенные в металлической матрице, что придает чугуну изотропный характер объемного распределения физических свойств [3, с. 247].

Выявление оптимального числа термоциклов для конкретного типа изделий из заданного материала с целью формирования необходимых функциональных свойств можно выделить в качестве отдельной исследовательской задачи. Например, в работе [4] авторы при испытании сталей 30, 45, 60 на ударную вязкость оптимальными считают 5-6 термоциклов. В решении задачи оптимизации необходимо точно контролировать и учитывать температурное поле в металле.

В основном ТЦО предусматривает периодизацию нагревов и охлаждений с проведением полной фазовой перекристаллизации в каждом цикле [5]. Циклическая термообработка может использоваться и без перехода через критические точки, например, для отжига сварных соединений с целью снятия структурных напряжений в изделиях. При этом могут быть реализованы достаточно высокие скорости нагрева (10...120 К/с) [6], что требует четкого разграничения областей необходимых и нежелательных температур.

В условиях скоростных нагревов и охлаждений фазовые превращения, термоциклические эффекты зависят от градиента температуры. Влияние температурных градиентов на формирование локальных и общих для всего образца сжимающих и растягивающих напряжений при различных темпах нагрева и охлаждения поверхностных слоев относительно сердцевины достаточно тонко [5 с. 11]. Поэтому точное представление поля градиента температуры в металле при термоциклировании весьма актуально.

Формоизменение металлов при термоциклировании, помимо влияния величины температуры и температурных градиентов, закрепляется диффузионными процессами. Необратимое изменение формы сопровождается направленными диффузионными потоками вакансий и дислоцированных атомов в анизотропной среде.

ТЦО в отличие от одноразовой термической обработки в большей степени выявляет положительное воздействие легирования на прочность и пластичность [7]. Варианты применения режимов ТЦО в едином технологическом процессе термообработки и диффузионного насыщения металлов приводятся в работах [8] и [9] на примере цементации и азотирования конструкционных и инструментальных сталей.

Температура играет роль включателя диффузионных потоков в материалах. Импульсное температурное воздействие на диффузию более эффективно, чем действие постоянных температур, поскольку в среде запускаются релаксационные механизмы, воздействие как бы продолжается по инерции. Кроме того, периодическое возмущение, особенно в сочетании с резонансными процессами, расшатывая кристаллическую решетку, снижает сопротивление среды диффузионным потокам.

Изучение температурного поля в качестве причины термических напряжений и фазовых превращений в металле, а также как регулятора скорости диффузионных потоков в условиях периодического теплового воздействия, выступает важной задачей термоциклирования, особенно в контексте локальной термической обработки. В условиях местного нагрева с применением высокоинтенсивных источников энергии, когда развиваются высокие скорости изменения температуры, выяснение характера распределения температуры в поверхностном слое обрабатываемого металла и его временных тенденций является актуальным направлением исследований.

Анализ публикаций. Для быстропротекающих неравновесных процессов в условиях локального нагрева и охлаждения поверхности металла экспериментально определить температуру, скорости ее изменения, другие параметры тепловых потоков затруднительно. Поэтому, в процессе решений многих задач динамической металлофизики прибегают к математическому моделированию исследуемых явлений, что существенно ускоряет получение результата и экономит затрачиваемые ресурсы.

Аналитическое решение уравнения теплопроводности в одномерном приближении для полубесконечной однородной модели среды требует задания лишь одного краевого условия – зависимости температуры на поверхности среды от времени. При периодическом изменении указанной температуры (задача Фурье) для достаточного удаления от начального момента времени в глубине среды также устанавливаются колебания температуры с той же частотой, причем [10, с. 247]:

1. Амплитуда колебаний экспоненциально убывает с глубиной.
2. Температурные колебания в различных точках среды происходят со сдвигом фазы. Время запаздывания экстремумов температуры пропорционально удалению от граничной поверхности среды.
3. Глубина проникновения тепла в среду зависит от периода колебаний температуры на поверхности. Чем меньше период, тем меньше глубина проникновения температуры.

Наиболее простой подход к отысканию решения задачи Фурье реализуется путем введения комплексной переменной с последующим выделением действительной части в решении [10, с. 242], [11, с.177].

Таким образом, периодические колебания температуры на границе среды приводят к колебаниям той же частоты и во всех остальных точках среды с некоторым запаздыванием, пропорциональным удалению от граничной поверхности. Указанные возмущения температуры, распространяющиеся с некоторой скоростью от источника возмущений, имеют смысл температурной волны. Скорость c и длина волны λ определяются коэффициентом температуропроводности a^2 и периодом τ колебаний температуры: $c = 2\sqrt{\frac{\pi a^2}{\tau}}$; $\lambda = 2\sqrt{\pi a^2 \tau}$ [11, с. 178].

Задача Фурье без начальных условий для ограниченного отрезка также приводит к решению в виде гармонической функции или суперпозиции гармоник [10, с. 244].

Однако указанные решения отвечают моментам времени достаточно удаленным от начального, когда влияние начальных условий практически не сказывается на распределении температуры в момент наблюдения.

Температурное поле единичного цикла нагрева и охлаждения на примере низкоуглеродистой стали в условиях местного интенсивного воздействия с широким диапазоном скоростей нагрева и охлаждения исследовано в работах [12],[13],[14]. Указанные работы не охватывают синтетическое действие всей совокупности циклов и могут служить лишь для анализа фрагментов периодического теплового воздействия на металлическую модель. Кроме того, в данных работах периодическое воздействие температуры моделируется с помощью линейных, а не гармонических функций, что существенно упрощает анализ, но не имеет стандартной общности.

Постановка задачи

Целью настоящей работы является аналитическое исследование закономерностей распределения температуры, формирующегося в одномерной конечной металлической модели (образце) при периодическом тепловом воздействии на ее поверхность. Исходя из представления произвольного периодического воздействия в виде суммы гармонических воздействий и условия поддержания постоянной температуры на другой граничной поверхности, рассмотрим изменения температуры по всей глубине модели в зависимости от времени.

Основная часть

Для достижения цели исследования необходимо решить уравнение теплопроводности в одномерном приближении для конечной модели с учетом дополнительных условий.

Однородное уравнение теплопроводности для одномерной модели изотропной среды имеет вид

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a^2 \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}, \quad (1)$$

где T – температура, t – время, x – координата, a^2 – коэффициент температуропроводности однородной среды.

Начальное распределение температуры $\varphi(x)$ в среде задается как стационарное в образце протяженностью l при постоянных значениях температуры на его границах – T_1 при $x = 0$ и T_2 при $x = l$:

$$\varphi(x) = T(x, 0) = T_1 - \frac{T_1 - T_2}{l} x. \quad (2)$$

Граничные условия в образце задаются соответственно выражениями:

$$\mu_1(t) = T(0, t) = T_1 - A + A \cos \omega t, \quad (3)$$

$$\mu_2(t) = T(l, t) = T_2. \quad (4)$$

Решение поставленной задачи будем искать в виде

$$T(x, t) = u(x, t) + v(x, t), \quad (5)$$

где $u(x, t)$ – стандартная вспомогательная функция

$$u(x, t) = \mu_1(t) + \frac{x}{l} [\mu_2(t) - \mu_1(t)] = T_1 - A + A \cos \omega t + \frac{x}{l} (T_2 - T_1 + A - A \cos \omega t), \quad (6)$$

а $v(x, t)$ – некоторая неизвестная функция, имеющая смысл отклонения от $u(x, t)$.

Для функции $v(x, t)$ уравнение (1) преобразуем к виду:

$$\frac{\partial v}{\partial t} = a^2 \frac{\partial^2 v}{\partial x^2} + f(x, t),$$

где

$$f(x, t) = -\left(\frac{\partial u}{\partial t} - a^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \right);$$

$$f(x, t) = -\left(-A\omega \sin \omega t + \frac{x}{l} A\omega \sin \omega t \right) = A\omega \left(1 - \frac{x}{l} \right) \sin \omega t.$$

Тогда

$$v(x, 0) = \varphi(x) - u(x, 0) = \left(T_1 - \frac{T_1 - T_2}{l} x \right) - \left(T_1 + \frac{x}{l} (T_2 - T_1) \right) = 0,$$

$$v(0, t) = \mu_1(t) - u(0, t) = 0,$$

$$v(l, t) = \mu_2(t) - u(l, t) = 0,$$

и имеем нулевые краевые условия.

Неоднородное уравнение с нулевыми начальным и граничными условиями имеет решение в виде разложения в ряд Фурье по функциям

$\left\{ \sin \frac{\pi n}{l} x \right\}$, где $n = 1, 2, 3, \dots$:

$$v(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} v_n(t) \sin \frac{\pi n}{l} x,$$

здесь

$$v_n(t) = \int_0^t \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 (t-\tau)\right) \cdot f_n(\tau) d\tau,$$

а $f_n(t)$ – коэффициенты Фурье разложения функции $f(x,t)$ в ряд Фурье по переменной x :

$$f(x,t) = \sum_{n=1}^{\infty} f_n(t) \sin \frac{\pi n}{l} x;$$

$$f_n(t) = \frac{2}{l} \int_0^l f(\xi,t) \sin \frac{\pi n}{l} \xi d\xi.$$

Определим $f_n(t)$:

$$\begin{aligned} f_n(t) &= \frac{2}{l} \int_0^l A \omega \left(1 - \frac{\xi}{l}\right) \sin \omega t \cdot \sin \frac{\pi n}{l} \xi d\xi = \\ &= A \omega \sin \omega t \left(\frac{2}{l} \int_0^l \sin \frac{\pi n}{l} \xi d\xi - \frac{2}{l} \int_0^l \frac{\xi}{l} \sin \frac{\pi n}{l} \xi d\xi \right) = \\ &= A \omega \sin \omega t \left(-\frac{2}{\pi n} \cos \frac{\pi n}{l} \xi \Big|_0^l - \frac{2}{l^2} \int_0^l \xi \sin \frac{\pi n}{l} \xi d\xi \right) = \\ &= A \omega \sin \omega t \frac{2}{\pi n} (1 - \cos \pi n) + \frac{2}{\pi n} \cos \pi n = \frac{2}{\pi n} A \omega \sin \omega t. \end{aligned}$$

Здесь интеграл

$$\int_0^l \xi \sin \frac{\pi n}{l} \xi d\xi = -\frac{l^2}{\pi n} \cos \pi n.$$

берется по частям.

Далее определим $v_n(t)$:

$$\begin{aligned} v_n(t) &= \int_0^t \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 (t-\tau)\right) \cdot f(\tau) d\tau = \\ &= \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 t\right) \int_0^t \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 \tau\right) \cdot \frac{2}{\pi n} A \omega \sin \omega \tau \cdot d\tau = \\ &= \frac{2}{\pi n} A \omega \cdot \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 t\right) \int_0^t \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 \tau\right) \sin \omega \tau \cdot d\tau = \\ &= \frac{2}{\pi n} A \omega \cdot \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 t\right) \cdot I. \end{aligned}$$

Интеграл

$$I = \int_0^t \exp\left(-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 \tau\right) \cdot \sin \omega \tau \cdot d\tau$$

берется путем двойного применения формулы интегрирования по частям и использования рекуррентной формулы.

$$I = \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2\right]^2 + \omega^2} \cdot \left\{ \exp\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 t\right] \cdot \left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 \sin \omega t - \omega \cos \omega t\right] + \omega \right\}$$

Тогда

$$v_n(t) = \frac{2}{\pi n} A \omega^2 \cdot \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2\right]^2 + \omega^2} \cdot \exp\left[-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 t\right] + \\ + \frac{2}{\pi n} A \omega \cdot \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2\right]^2 + \omega^2} \cdot \left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 \sin \omega t - \omega \cos \omega t\right]$$

Поскольку

$$v(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} v_n(t) \sin \frac{\pi n}{l} x,$$

а

$$\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 \sin \omega t - \omega \cos \omega t\right] = -\cos(\omega t + \varphi_n),$$

учитывая, что $\cos(\alpha + \beta) = \cos \alpha \cdot \cos \beta - \sin \alpha \cdot \sin \beta$, где

$$\sin \varphi_n = \left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2, \quad \cos \varphi_n = \omega; \quad \text{или} \quad \operatorname{tg} \varphi_n = \frac{\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2}{\omega},$$

получим

$$v(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2}{\pi n} A \omega^2 \cdot \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2\right]^2 + \omega^2} \cdot \exp\left[-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 t\right] \cdot \sin \frac{\pi n}{l} x - \\ - \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2}{\pi n} A \omega \cdot \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2\right]^2 + \omega^2} \cdot \cos(\omega t + \varphi_n) \cdot \sin \frac{\pi n}{l} x \\ v(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2}{\pi n} A \omega^2 \cdot \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2\right]^2 + \omega^2} \cdot \left\{ \exp\left[-\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2 t\right] + \right. \\ \left. + \left[\frac{\left(\frac{\pi n}{l}\right)^2 a^2}{\omega} \sin \omega t - \cos \omega t\right] \right\} \cdot \sin \frac{\pi n}{l} x$$

Вводя обозначения:

$$B_n = \frac{2}{\pi n} A \omega^2 \cdot \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l} \right)^2 a^2 \right]^2 + \omega^2}; \quad C_n = \frac{2}{\pi n} A \omega \cdot \frac{1}{\left[\left(\frac{\pi n}{l} \right)^2 a^2 \right]^2 + \omega^2};$$

или

$$B_n = \frac{2}{\pi n} A \omega^2 \cdot \frac{l^4}{\left[(\pi n)^2 a^2 \right]^2 + (l^2 \omega)^2}; \quad C_n = \frac{2}{\pi n} A \omega \cdot \frac{l^4}{\left[(\pi n)^2 a^2 \right]^2 + (l^2 \omega)^2};$$

отклонение $v(x, t)$ можно представить в виде

$$v(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} B_n \cdot \exp \left[- \left(\frac{\pi n}{l} \right)^2 a^2 t \right] \cdot \sin \frac{\pi n}{l} x - \sum_{n=1}^{\infty} C_n \cos(\omega t + \varphi_n) \cdot \sin \frac{\pi n}{l} x \quad (7)$$

Согласно соотношениям (5) и (6), определяется температура $T(x, t)$.

Задача решена.

Выводы

Анализируя полученное решение, можно отметить, что первое слагаемое оказывает влияние лишь в начальный промежуток времени, а второе слагаемое отображает волновой процесс передачи температурного возмущения в среде.

Решение (7) имеет существенные отличия от рассмотренных аналогов [10, с. 243- 244], что обусловлено различной постановкой задач по отношению к времени процесса.

Применяя полученное решение для конкретного материала, например, образца низкоуглеродистой стали заданной протяженности, и, определяясь с начальными и граничными условиями (2), (3), (4) задачи, можно рассчитать температурное поле образца в произвольном временном срезе. Особенно интересны результаты для начального промежутка времени, поскольку они не отражены в известных решениях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Баранов А.А., Слюсарев В.Ю., Лейрих И.В. Термоциклическая обработка стали. // Черная металлургия. – 1990, № 3. С. 32-41.
2. Баранов А.А.. Фазовые превращения и термоциклирование металлов. Наукова думка. К, 1974. 232 с.
3. Физика импульсной обработки материалов / Под ред. проф. В.В. Соболева. Днепро-петровск, АРТ-ПРЕСС, 2003. – 336 с.
4. Федюкин В.К. Метод термоциклической обработки металлов. – Л.: ЛГУ, 1984. – 190 с.
5. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. – М., 1969. – 375 с.
6. Агеенко С.Б., Горелкова Л.Е., Приходченко В.А., Орлов М.В. Влияние циклической электротермической обработки на свойства сварного соединения вал-турбоколесо из сталей 40Х и 40Г со сплавом СЖЛ-800. // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. Сборник докладов 6-й Международной конференции. Раздел 11. Технологии термической и термомеханической обработки. Харьков, 2005. С. 127-128.

7. Александров С.А., Гуревич Т.Н. Анализ режимов термоциклической обработки конструкционных сталей // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1982. – № 10. С. 17-20.
8. Лебедев Т.А., Симочкин В.В. Влияние ТЦО на свойства цементируемых конструкционных сталей // *Термоциклическая обработка металлических изделий.* – Л.: Наука, 1982. – С. 103-104.
9. Лебедев Т.А., Симочкин В.В., Рябова Т.С. Влияние предварительной ТЦО на свойства азотированного слоя и сердцевины конструкционных и инструментальных сталей. // *Термоциклическая обработка деталей машин: Тез. докл. Всесоюзн. научно-технич. семинара.*– Волгоград, 1981. – С. 120-122.
10. Тихонов А.Н., Самарский А.А. Уравнения математической физики. – М.: Наука. – 1972. - 736 с.
11. Сивухин Д.В. Общий курс физики. Термодинамика и молекулярная физика. М.: Наука. – 1979. - 552 с.
12. Цоцко В. И., Денисенко А.И. Температурные характеристики поверхностного слоя низкоуглеродистых сталей в условиях линейного нагрева поверхности. // *Вісник Дніпропетровського національного університету.* 2004, № 2/2, с. 72-77.
13. Цоцко В. И., Спиридонова И. М., Пелешенко Б. Г., Денисенко О.И. Розподіл температури одновимірного зразка в умовах місцевої термообробки. // *Фізика і хімія твердого тіла.* 2008. Т. 9. - № 1. С. 181-184.
14. Денисенко А.И., Цоцко В. И., Спиридонова И. М., Пелешенко Б. И. Аналитическое моделирование температурного поля одномерного образца в условиях местной термообработки. // *Системні технології. Регіональний міжвузівський збірник наукових праць.* – Випуск 3 (56). – Том 2. – Дніпропетровськ, 2008. С. 22-29.

ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ИЗОЛЯЦИОННЫХ ПРОМЕЖУТКОВ В НИЗКОВАКУУМНЫХ ГАЗОРАЗРЯДНЫХ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУШКАХ

Приведена методика расчета электрической прочности изоляционных промежутков в низковакуумных газоразрядных электронных пушках с полым анодом. Выделены следующие изоляционные промежутки: газовая изоляция, объем и поверхность диэлектрика. Рассмотрены особенности расчета электрической прочности в каждом из них. Выработаны рекомендации по использованию их при разработке рациональных конструкций низковакуумных газоразрядных электронных пушек.

Наведено методик розрахунку електричної міцності ізоляційних проміжків у низковакуумних газорозрядних електронних гарматах з порожнім анодом. Виділені наступні ізоляційні проміжки: газова ізоляція, об'єм і поверхня діелектрика. Розглянуті особливості розрахунку електричної міцності в кожному з них. Вироблені рекомендації по використанню їх при розробці раціональних конструкцій низковакуумних газорозрядних електронних гармат.

The design procedure of electrical strength isolation gaps in low vacuum gas-discharge electronic guns with the hollow anode is given. Are oozed following isolation gaps: gas isolation, volume and a surface of a dielectric. Features of calculation of electrical strength in each of them are viewed. Recommendations on their use are produced by development of rational constructions low vacuum gas-discharge electronic guns.

Введение. Низковакуумные газоразрядные электронные пушки (НГЭП) позволяют реализовать различные электронно-лучевые технологические процессы в низком вакууме (10...1000 Па) такие как: выращивание монокристаллов кремния; получение покрытий в среде реакционных газов; диагностики газовых потоков; модификации поверхности и ряд других [1...4]. Для надежной работы НГЭП необходимо обеспечение электрической прочности изоляционных промежутков при высоких ускоряющих напряжениях. Существующие методики расчета электрической прочности высоковакуумных электронных пушек для НГЭП не пригодны из-за наличия рабочего газа и горения высоковольтного тлеющего разряда. В известных литературных источниках отсутствует методика расчета изоляционных промежутков в НГЭП, в связи с этим актуальной является задача создания подобной методики, которая открывает возможности разработки оптимальных конструкций электронных пушек этого типа.

Целью работы является создание методики расчета электрической прочности изоляционных промежутков и выработка на ее основе рекомендаций по созданию конструкции НГЭП.

Основная часть. Работоспособность НГЭП в значительной степени зависит от правильности выбора электрической изоляции. На схематическом

изображении НГЭП (рис.1) выделены возможные, с точки зрения электрического пробоя, участки: а-а - пробой по объему диэлектрического изолятора; б-б - пробой газового промежутка анод-катод; с-с - пробой по поверхности диэлектрика в вакууме; d-d - пробой диэлектрика по поверхности в атмосфере. Природа механизма пробоя и оценка электрической прочности на каждом из участков различна. Поэтому в дальнейшем расчет электрической прочности изоляционных промежутков в НГЭП проводим, используя следующие виды пробоя: твердого диэлектрика, газового промежутка, пробоя диэлектрика по поверхности. Электрическая прочность изоляционных промежутков конструкции обеспечивает надежную работу НГЭП.

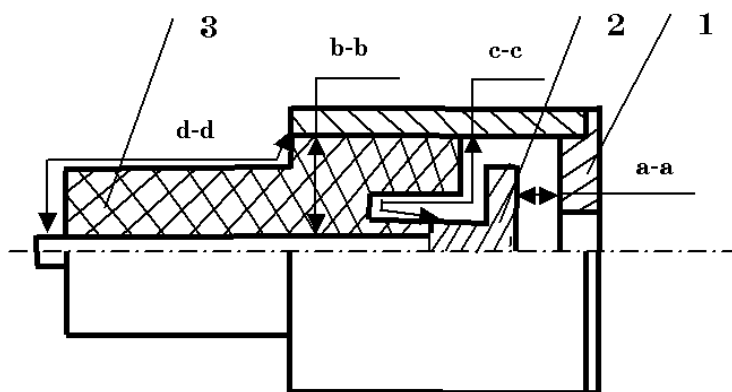


Рисунок 1 - Возможные участки электрического пробоя в НГЭП, где 1 – анод; 2 – катод; 3 – изолятор.

1. Электрическая прочность твердого диэлектрика. В НГЭП используются в качестве твердой изоляции керамика, стекло и органические диэлектрики. Существует две основные формы пробоя твердого диэлектрика: тепловой и электрический. Пробивная напряженность диэлектрика зависит от его химического строения и физических условий в которых он работает [5...7].

Разрушение диэлектрика при электрической форме пробоя происходит за счет электрических процессов в нем. Он наступает при достижении определенного значения напряженности электрического поля.

Тепловой пробой происходит, когда выделяемое в диэлектрике тепло превышает тепло отводимое от него. При этом возникает возрастающий нагрев диэлектрика до его расплавления или прожога, происходит тепловой пробой и образуется большой путь проводимости. Выделение тепла в диэлектрике изолятора НГЭП возникает вследствие диэлектрических потерь и тока проводимости. При работе в постоянном поле нагрев осуществляется только токами проводимости. В импульсном режиме действуют два механизма нагрева. Особую опасность для электрической изоляции НГЭП представляет режим пламенно-пучкового разряда, когда возникают ВЧ – колебания напряжения и резко возрастают диэлектрические потери и напряженности электрического поля. Это связано с тем обстоятельством, что

мощность диэлектрических потерь в изоляции определяется выражением $N = \omega CU^2 \operatorname{tg} \delta$, где ω - частота плазменных колебаний; C - емкость изоляции; U - напряжение; $\operatorname{tg} \delta$ - тангенс угла диэлектрических потерь, равный отношению активного тока через изоляцию I_a к емкостному току I_c . При этом величина $\operatorname{tg} \delta = \operatorname{tg} \delta_0 e^{\alpha(T-T_0)}$, где T - температура диэлектрика; T_0 - температура окружающей среды; α - коэффициент ($\alpha \approx 0,02 \text{ } 1/^\circ\text{C}$), возрастает с повышением температуры, а следовательно и мощность диэлектрических потерь. Поэтому для снижения пробивного напряжения и увеличения электрической прочности твердого изолятора НГЭП необходимо обеспечить хорошее охлаждение изолятора и добиваться снижения мощности диэлектрических потерь.

Согласно механизма теплового пробоя по Вагнеру в неоднородных твердых диэлектриках минимальное напряжение U_{np} , при котором происходит пробой диэлектрика возможно рассчитать по следующей формуле [6]:

$$U_{np} = a \sqrt{\frac{k}{0,24 \cdot \gamma_0 \cdot e \cdot S \cdot \alpha}} = \sqrt{\frac{k}{0,24 \cdot \gamma_1 \cdot e \cdot S \cdot \alpha}} \cdot e^{\frac{\alpha}{2} t_0^0} \quad (1),$$

где a - толщина диэлектрика; k - коэффициент теплопроводности диэлектрика; t_0^0 - температура диэлектрика вне канала; γ - удельная проводимость диэлектрика при 0°C ; $\gamma_0 = \gamma_1 \cdot e^{\alpha t_0^0}$ - удельная проводимость; S - поперечное сечение канала; e - основание натурального логарифма; - температурный коэффициент.

Как показали исследования, на электрическую прочность твердого изолятора НГЭП существенное влияние оказывает время воздействия напряжения. В области разрядного времени в диапазоне $0,1 \dots 3 \cdot 10^5$ мкс пробой может быть только электрическим, так как за столь малые промежутки времени развиваются только электрические процессы. Снижение напряжения пробоя при времени воздействия $t > 3 \cdot 10^5$ мкс объясняется тепловыми процессами, которые протекают сравнительно медленно. Приближенное время пробоя при отсутствии теплообмена между нагреваемыми диэлектриком и окружающей средой имеет вид [7]:

$$t_{np} = \frac{C \cdot \rho}{0,24 \alpha \cdot \gamma_0 E^2}, \quad (2)$$

где γ_0 - удельная проводимость диэлектрика при начальной температуре; α - температурный коэффициент; C - удельная теплоемкость диэлектрика; ρ - плотность диэлектрика; E - напряженность поля в диэлектрике.

Кривая жизни изоляции приведена на рис.2, где по оси абсцисс отложено время действия напряжения, а по оси ординат - пробивное напряжение диэлектрика.

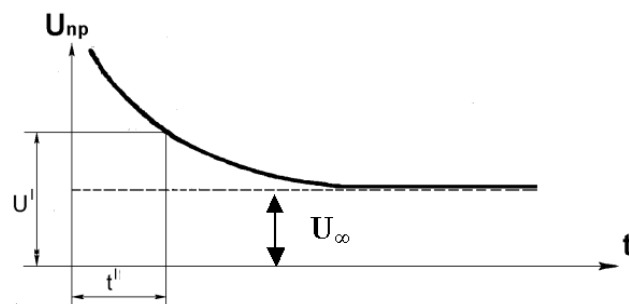


Рисунок 2 - Кривая жизни изоляции

Если напряжение приложено к диэлектрику в течение времени $t < t^1$ то изолятор не будет пробит. Если к объекту приложено $U < U_{\infty}$ то диэлектрик может выдержать это напряжение бесконечно длительное время.

Неоднородность электрического поля заметно уменьшает электрическую прочность диэлектрика. Снижение неоднородности электрического поля достигается в НГЭП за счет выбора рациональной формы электродов путем моделирования электрических полей и использования на изоляторе полупроводящих покрытий, для регулирования формы поля.

В качестве изоляторов для НГЭП рекомендуется использовать: электроизоляционные стекла, электротехнический фарфор и глиноземную керамику типа 22ХС.

Электрическая прочность изолятора из электротехнического фарфора составляет ~ 30 МВ/м, а глиноземной керамики типа 22ХС ~ 50 МВ/м.

2. Электрическая прочность газового промежутка. В газоразрядной электронной пушке напряжение зажигания разряда между катодом и анодом (участок а-а рис. 1.) определяется по левой ветви кривой зажигания Пашена (рис.3) . Последняя характеризуется $pd < pd_{min}$, где p - давление газа ; d - междуэлектродное расстояние анод-катод.

Левые ветви в этой области обладают большой крутизной и высоким напряжением зажигания. Конструкцию участка катод-анод при работе в этой области выбирают таким образом, чтобы разряд зажигался вдоль осевой линии анодного отверстия. Остальная часть катода имеет более высокое напряжение зажигания и газовый промежуток, находящийся между этой частью катода и анодом, работает как изолятор.

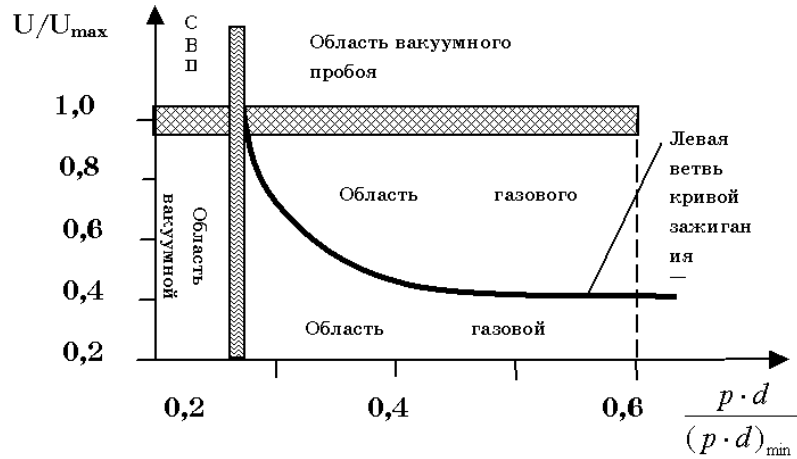


Рисунок 3 - Области работы газовой изоляции для $pd < pd_{min}$.

Для получения максимального рабочего давления, междуэлектродное расстояние целесообразно выбирать минимальным. Однако минимальное расстояние ограничено напряженностью электрического поля, при котором возникает автоэлектронная эмиссия катода. Заметное влияние автоэлектронной эмиссии начинается при значениях напряженности электрического поля $E \geq 40 \text{ кВ/мм}$ [6].

Оценку междуэлектродного расстояния проведем графически с учетом заданных $r_{max} = 9 \text{ мм рт. ст.}$, $E \geq 40 \text{ кВ/мм}$. Для этого строим левую ветвь кривой Пашена для гелия в координатах U_3 , p , d при $p = 9 \text{ мм рт.ст.}$ (рис.4.).

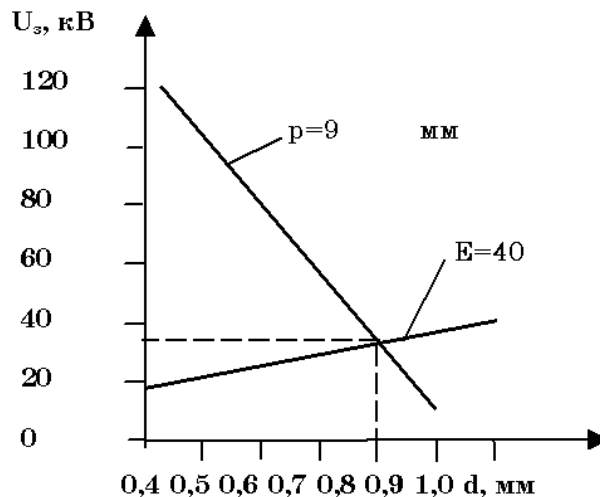


Рисунок 4 - Схема графического расчета междуэлектродного расстояния d

На этом же графике строится прямая $E = U_3/d = 40 \text{ кВ/мм}$. Точка пересечения графиков дает критическое напряжение зажигания $U_{3 \text{ кр}}$, для которых равновероятно зажигание разряда как от пробоя газа, так и от автоэлектронной эмиссии. Построение критической точки для гелия приведено

на рис. 4. Координаты этой точки составляют : $U_{з\text{кр}} = 35$ кВ , $p = 9$ мм рт. ст., $d = 0,8$ мм. Максимальное рабочее напряжение $U_{п}$ при $p = 9$ мм рт. ст., ограничиваемое автоэлектронной эмиссией, должно быть $U_{п} < U_{з\text{кр}}$, а $d_{\text{min}} \geq d_{\text{кр}}$.

3. Электрическая прочность твердого изолятора НГЭП по поверхности. Повышение электрической прочности к пробое по поверхности достигается в НГЭП с одной стороны путем использования керамических или стеклянных изоляторов, а с другой стороны - в конструкции изолятора изготавливаются специальные углубления и выступы, увеличивающие длину поверхности между электродами.

Снижение электрической прочности по поверхности происходит из-за наличия неоднородного электрического поля на поверхности и микрозазоров между твердым диэлектриком и электродом, что связано с различием диэлектрических проницаемостей воздуха и диэлектрика ($\frac{\epsilon_{\text{т.диэля}}}{\epsilon_{\text{возд}}} \approx 3 + 4$).

Поверхностный разряд развивается обычно следующим способом. Первоначально в местах наибольших напряженностей возникает коронный разряд, который постепенно расширяется. Далее при некотором напряжении появляются разряды в виде светящихся нитей, которые перемещаются по поверхности диэлектрика. Этот вид получил название – скользящих разрядов.

Длину канала скользящего разряда можно оценить по формуле [6]:

$$\ell_{\text{е.н.}} = \chi \cdot c^2 u_n^5 \sqrt{\frac{du_n}{dt}}, \quad (3)$$

где χ - коэффициент определяемый опытным путем; c – удельная поверхностная емкость; $\frac{du_n}{dt}$ – скорость изменения приложенного напряжения.

Подставим в формулу (3) вместо $\ell_{\text{ен}} = d_{\text{AK}}$ расстояние между электродами, приняв $c = \frac{\epsilon\epsilon_0}{d}$, где d – толщина диэлектрика и считая $\frac{dU_{п}}{dt}$ постоянным, получим значения напряжения, необходимого для пробоя изолятора по поверхности:

$$U_{\text{пр}} = \chi \cdot d_{\text{AK}}^{0,2} \left(\frac{d}{\epsilon\epsilon_0}\right)^{0,4}, \quad (4)$$

Из (4) следует, что на $U_{\text{пр}}$ больше влияет C чем d_{AK} . В связи с этим для увеличения $U_{\text{пр}}$ уменьшают C путем увеличения диаметра изолятора у электрода с которого ожидается развитие разряда, а также применяется нанесение на диэлектрик полупроводящего покрытия, которое способствует выравниванию распределения напряжения по поверхности изолятора.

Для увеличения $U_{\text{пр}}$ необходимо использовать малогигроскопичные диэлектрики или создавать покрытия из малогигроскопичных материалов, а также обеспечивать надежное, без микрозазоров, сопряжения тела изоля-

тора с металлической арматурой, используя цементные заделки и эластичные прокладки. Защита от пробоя по поверхности изолятора НГЭП находящегося при атмосферном давлении, может быть осуществлена путем помещения его в масло или другую среду с высокой электрической прочностью.

Выводы

1. Создана методика расчета электрической прочности изоляционных промежутков НГЭП, обеспечивающая электрическую прочность конструкции по следующим видам пробоя: твердого диэлектрика, газового промежутка, пробоя твердого диэлектрика по поверхности.

2. Выработаны рекомендации по повышению электрической прочности изоляционных промежутков при разработке конструкций НГЭП различного назначения.

ЛИТЕРАТУРА

1. Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. Электронно-лучевая технология .Пер. с нем. – М.: Энергия. 1980.- 528 с.
2. Электронно-лучевая сварка / О.К. Назаренко, А.А. Кандалов, С.Н. Ковбасенко и др.; Под ред. Б.Е. Патона.– К.: Наукова думка, 1987.- 256 с.
3. Тутык В.А. Импульсный режим работы электронных газоразрядных пушек с полым анодом //Системные технологии. Региональный межвузовский сборник научных работ. – Выпуск 3(26).- Днепропетровск, 2003, С. 151-160.
4. Тутык В.А., Гасик М.И. Энергетические параметры газоразрядных электронных пушек, используемых для оплавления поверхности изделий //Электрометаллургия. 2007. №10, С.24-30.
5. Сливков И.Н. Процессы при высоком напряжении в вакууме.- М.: Энергоатомиздат, 1986 . - 256 с.
6. Базуткин В.В., Ларионов В.П., Пинталь Ю.С. Техника высоких напряжений: Изоляция и перенапряжения в электрических системах. – М.: Энергоатомиздат, 1986. - 464 с. 12.
7. Латам Р.В. Вакуумная изоляция установок высокого напряжения. Пер. с англ. – М.: Энергоатомиздат, 1985. – 192 с.

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ ФОРМУВАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ НАНОПОКРИТТІВ

Вступ. Розвиток технології формування функціональних покриттів спрямовано на мінімізацію допуску щодо їх параметрів. Порівняння різних технологій, які здатні забезпечити виконання цих вимог, показує, що зростає роль фізичних - Physical Vapor Deposition (PVD) та хімічних - Chemical Vapor Deposition (CVD) методів осадження плівок з потоків атомів парової або газової фази речовини. Це можна пояснити тим, що процес формування плівок просто стимулюється за рахунок підвищення енергії часток, що осаджують, а не загальної температури [1]. На практиці технологія PVD виконується в три етапи [2]:

1. Дисоціація молекул прекурсора (початкової речовини).
2. Формування елементів структури функціонального покриття в середовищі парової фази.
3. Осадження сформованих елементів та організація їх адгезії з поверхністю покриття.

Постановка задачі. В роботі розглянуто питання розробки комп'ютерної моделі другого етапу PVD – технології та дослідження розробленої моделі з метою прогнозування впливу технологічних параметрів на характеристики наноструктурних функціональних покриттів.

В якості загальної теоретичної основи для побудови комп'ютерної моделі в роботі використан метод молекулярної динаміки (МД).

Загальна частина. Метод молекулярної динаміки складається в поданні тіла сукупністю взаємодіючих часток (матеріальних крапок або твердих тіл), що рухаються відповідно законам класичної механіки [3]. Крім того, існують квантово-механічні узагальнення молекулярної динаміки, однак вони виходять за рамки даної роботи. У класичній молекулярній динаміці в якості часток виступають атоми та молекули. Насьогодні потенціали міжатомної взаємодії для найважливіших матеріалів відомі, що дозволяє моделювати динаміку молекулярних з'єднань із високим ступенем адекватності. У зв'язку з відкриттям принципово нових механічних і фізичних властивостей матеріалів, що мають структурні елементи нанометрового масштабу, підвищився інтерес до моделювання матеріалів на мікроскопічному масштабному рівні. Метод молекулярної динаміки, в разі комп'ютерної реалізації її моделей, дозволяє розглядати обсяги матеріалу розміром до кубічного мікрметра, приблизно 1000 x 1000 x 1000 часток, що дає можливість моделювати наноструктури з високим ступенем достовірності [4].

Для опису макроскопічних об'єктів, уже неможливо дотримуватися молекулярної концепції, і частки повинні являти собою елементи більшого масштабного рівня (мезорівня), такі, як, наприклад, зерна матеріалу.

Перевага методу МД у порівнянні з методами, заснованими на концепції суцільного середовища, полягає в тому, що він вимагає значно менше апріорних припущень про властивості матеріалу. Дійсно, використання тільки потенціалу взаємодії (наприклад, типу Леннарда-Джонса) дозволяє моделювати такі складні ефекти, як пластичність, руйнування, температурну зміну властивостей матеріалу, фазові переходи. Для опису кожного із цих ефектів у рамках суцільного середовища потрібна окрема теорія, у той час як при моделюванні методом молекулярної динаміки ці ефекти виходять у результаті інтегрування рівнянь руху.

Розглянемо сукупність із N взаємодіючих матеріальних часток (атомів), що знаходяться також під дією зовнішнього силового поля. Рівняння руху часток мають вигляд [3]

$$m\ddot{\underline{r}}_k = \sum_{n=1}^N \Phi(r_{kn}) \underline{r}_{kn} + \sum_{n=1}^N \Psi(r_{kn}, v_{kn}) \underline{r}_{kn} + \underline{\varphi}(\underline{r}_k) + \underline{\psi}(\underline{r}_k, \underline{v}_k) \quad (1)$$

де \underline{r}_k та \underline{v}_k - вектори положення й швидкості k -ої частки,

$$\underline{r}_{kn} \stackrel{\text{def}}{=} \underline{r}_k - \underline{r}_n, \quad \underline{v}_{kn} \stackrel{\text{def}}{=} \underline{v}_k - \underline{v}_n, \quad r_{kn} \stackrel{\text{def}}{=} |\underline{r}_{kn}|, \quad v_{kn} \stackrel{\text{def}}{=} |\underline{v}_{kn}| \quad (2)$$

m - маса частки, $\Phi(r)$ і $\Psi(r, v)$ - консервативна та неконсервативна взаємодії між частками, $\varphi(r)$ і $\psi(r, v)$ - зовнішнє консервативне й неконсервативне силове поле. Консервативна складова взаємодії $\Phi(r)$ визначається (*def*) в такий спосіб:

$$\Phi(r) \stackrel{\text{def}}{=} \frac{1}{r} f(r), \quad f(r) \stackrel{\text{def}}{=} -\Pi'(r) \quad (3)$$

де $f(r)$ - модуль сили взаємодії між частками, $\Pi(r)$ - потенціал взаємодії. Величина $\Phi(r)$ є найважливішим силовим фактором, у багатьох задачах моделювання, якщо всі інші силові фактори в рівняннях відкидаються, то розглядається консервативна система взаємодіючих часток. Неконсервативна складова взаємодії $\Psi(r, v)$ описує внутрішню дисипацію в матеріалі. Зовнішні силові поля $\varphi(r)$ і $\psi(r, v)$ використовуються для завдання зовнішніх силових впливів (гравітаційного, електромагнітного) та силових граничних умов. У першому випадку зазначені сили розподілені в повному обсязі простору, де проводиться моделювання, у другому випадку вони локалізовані поблизу деяких поверхонь, що часто є границями області моделювання. Крім того, неконсервативний вплив $\psi(r, v)$ може бути використано для експорту енергії дисипації

$$\underline{\psi}(\underline{r}, \underline{v}) = -B\underline{v}, \quad B > 0. \quad (4)$$

Моделювання методом часток з математичної точки зору являє собою рішення задачі Коші. Початкові умови містять координати та швидкості кожної частки. Генерація початкових умов є окремою й досить нетривіальною задачею, тому що початкове розташування часток й їхньої швидкості істотно впливають на властивості результату комп'ютерного моделювання.

Існує багато алгоритмів чисельного інтегрування рівнянь руху (1). Специфіка методу молекулярної динаміки, що складається в необхідності інтегрування великої кількості рівнянь, накладає серйозні вимоги до ресурсу комп'ютера. При тому основний ресурс часу витрачається на обчислення нелінійної сили, що діє на частку. Зазначені обставини знижують ефективність методів, що вимагають на кожному кроці багаторазового обчислення правої частини рівнянь руху. Із цим пов'язане те, що методи Рунге-Кута рідко застосовується в методі молекулярної динаміки.

Одним з ефективних методів чисельного розв'язання рівнянь (1) є алгоритм Верле [4], відповідно до якого знаходяться положення частки здійснюється по її попередніх двох:

$$\underline{r}(t + \tau) = 2\underline{r}(t) - \underline{r}(t - \tau) + \underline{w}(t)\tau^2 \quad (5)$$

де τ - крок інтегрування, $w(t)$ - прискорення частки, одержуване підстановкою розрахованих значень $r(t)$ у праву частину рівнянь (1). Дана схема не вимагає обчислення швидкостей і зручна, якщо в рівняннях (1) відсутні неконсервативні сили. Метод центральних різниць, вперше застосований у молекулярній динаміці Виньярдом, визначається рівняннями

$$\begin{aligned} \underline{v}(t + \frac{1}{2}\tau) &= \underline{v}(t - \frac{1}{2}\tau) + \underline{w}(t)\tau \\ \underline{r}(t + \tau) &= \underline{r}(t) + \underline{v}(t + \frac{1}{2}\tau)\tau \end{aligned} \quad (6)$$

і еквівалентний алгоритму Верле, бо виключення швидкостей з (6) приводить до формули (5). Для прискорення розрахунку потенціал взаємодії обрізається на заданій відстані r_{cut} . Однак, при великій кількості часток, навіть обчислення відстані між ними вимагає занадто великого часу, тому що кількість необхідних операцій пропорційно квадрату числа часток.

Розглянемо ряд парних унімодальних потенціалів які найбільш часто зустрічаються в літературі. Для довільного парного потенціалу $\Pi(r)$ відповідна сила взаємодії $f(r)$ визначається як

$$f(r) \stackrel{\text{def}}{=} -\Pi'(r) \quad (7)$$

Позначимо σ , a й b відстані, на яких звертається в нуль, відповідно, потенціал і його перша й друга похідні:

$$\Pi(\sigma) \equiv 0, \quad \Pi'(a) \equiv -f(a) \equiv 0, \quad \Pi''(b) \equiv -f'(b) \equiv 0. \quad (8)$$

Нижче будемо розглядати тільки потенціали, для яких рівняння (8) мають єдине рішення, причому $\sigma < a < b$. Це виконується для всіх простіших потенціалів взаємодії, таких як потенціал Леннарда-Джонса, Мі, Морзе та інших. Зразковий вид подібного потенціалу й відповідної йому сили

зображений на рис. 1. Властивість потенціалу полягає в тому, що при наближенні ($r < a$) частки відштовхуються, при видаленні ($r > a$) - притягаються, причому при значному видаленні ($r > 2a$) потенціал і сила взаємодії (7) прагнуть до нуля. Відстань a є рівноважною відстанню між частками, відстань b є критичною, при якій настає розрив міжатомного зв'язку. Відзначимо, що сказане строго вірно тільки для двохатомної молекули та для кристала, у якому враховується взаємодія тільки найближчих сусідів. При врахуванні впливу атомів наступних координаційних сфер рівноважне й критичне відстані змінюються, але для потенціалів, що досить швидко зменшуються із відстанню, ці зміни є малими в порівнянні з a та b .

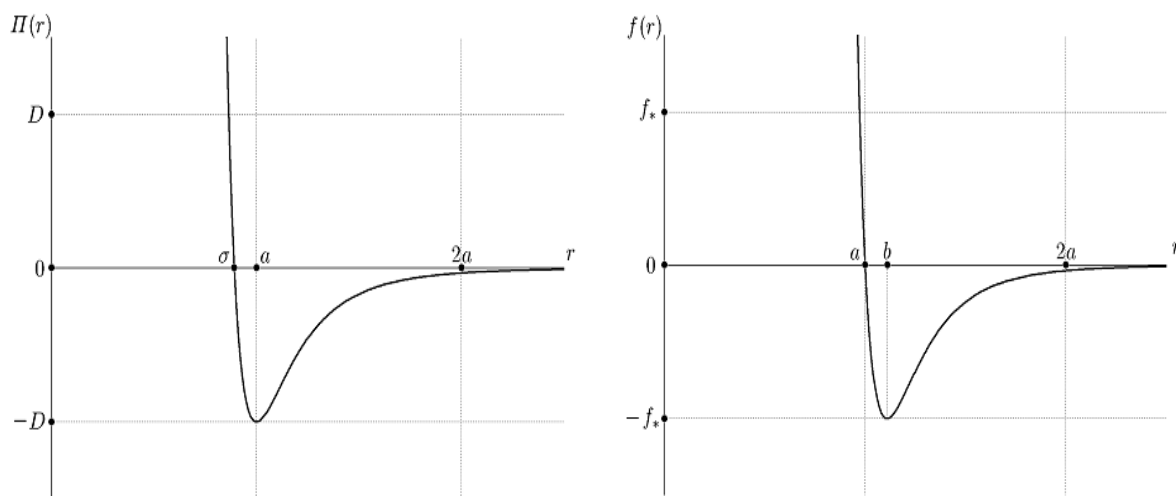


Рисунок 1 - Потенціал та сила взаємодії

Потенціал та сила, щодо взаємодії Ленарда-Джонса мають вигляд

$$\Pi(r) = D \left[\left(\frac{a}{r}\right)^{12} - 2 \left(\frac{a}{r}\right)^6 \right], \quad f(r) = \frac{12D}{a} \left[\left(\frac{a}{r}\right)^{13} - \left(\frac{a}{r}\right)^7 \right] \quad (9)$$

де D - енергія зв'язку, a - довжина зв'язку (відстань, на якому звертається в нуль сила взаємодії).

Потенціал та сила взаємодії Мі мають вигляд

$$\Pi(r) = \frac{D}{n-m} \left[m \left(\frac{a}{r}\right)^n - n \left(\frac{a}{r}\right)^m \right], \quad f(r) = \frac{nm}{n-m} \frac{D}{a} \left[\left(\frac{a}{r}\right)^{n+1} - \left(\frac{a}{r}\right)^{m+1} \right] \quad (10)$$

Потенціал та сила взаємодії Морзе мають вигляд

$$\Pi(r) = D \left[e^{-2\alpha(r-a)} - 2e^{-\alpha(r-a)} \right], \quad f(r) = 2\alpha D \left[e^{-2\alpha(r-a)} - e^{-\alpha(r-a)} \right] \quad (11)$$

Для візуалізації комп'ютерного моделювання процесу формування кластерних структур внаслідок міжатомної взаємодії при отриманні функціональних плівок за технологією PVD розроблено графічний інтерфейс (рис. 2).

Який дозволяє у процесі експерименту і на етапі підготовки обертати (рис. 3) та наближувати сцени моделювання (рис. 4) на якій відбувається чисельний експеримент. (Обертання здійснюється за допомогою натиснутої лівої клавіші комп'ютерної миші та її переміщень. Наближення сцени здійснюється за допомогою натиснутою Alt+ліва клавіші комп'ютерної

миші та її переміщення. Рух сцени здійснюється за допомогою натиснутої правої клавіші комп’ютерної миші та її рухів.

При відображенні сцени у програмі використана лінійна перспектива. Внаслідок чого частки при зображенні сцени (рис. 4) мають розмір залежно від їх відстані до переднього плану (насправді, всі частки мають однаковий розмір).

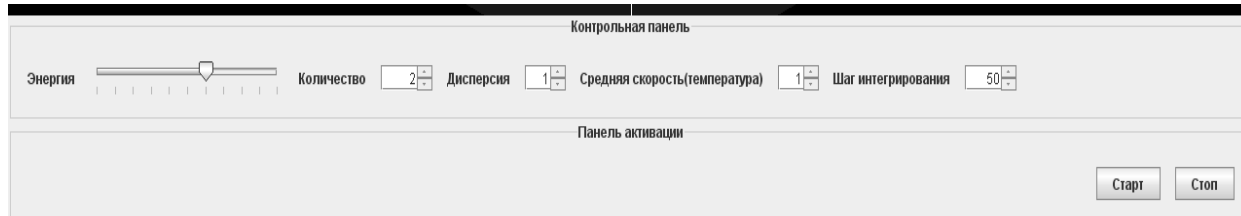


Рисунок 2 - Інтерфейс програми моделювання з параметрами заумолчанням (кількість часток =2, дисперсія та середня швидкість часток =1, і крок інтегрування =50, середня енергія часток =70)

Експеримент з чисельного моделювання можна провести задавши параметри модельної системи на контрольній панелі (рис. 2). При цьому зміни параметра "Енергія", значення якого задається у вісотках відносно енергії дісоціації D потенціалу Морзе (11), викликають виникнення трьох режимів поведінки часток:

- від 0 до 50, частки здійснюють коливання відносно нерухомої точки, дифузія часток відсутня;
- від 50 до 70, частки формують стійкі формоутворення – кластери, відбувається дифузія часток та кластерів (рис. 4);
- від 70 до 100, частки рухаються вільно в рамках обмежуючої сфери, при зіткненні відбувається пружний удар, відбувається дифузія часток (рис. 3).

У комп’ютерній програмі "Енергія" - єдиний параметр, що в процесі проведення чисельного експерименту можна змінювати. При зміні на контрольній панелі (рис. 2) параметра "Кількість" відбувається поновлення чисельного експерименту за нових умов та переформатування сцени (з’являється встановлена кількість часток, у діапазоні від 1 до 1000).

"Середня швидкість (температура)" є параметр, що встановлює значення середньої швидкості часток. "Дисперсія" це параметр, що задає діапазон припустимих значень швидкості часток, за нормальним законом розподілу.

Параметр "Крок інтегрування", між відображення на екрані комп’ютера задає значення кількості внутрішніх кроків інтегрування, що впливає на часовий інтервал виконання моделювання. Під час виконання чисельного експерименту всі елементи керування на контрольній панелі, крім "Енергія", блокуються.

Вільний рух часток (без формування структур) відбувається за умов високого значення внутрішньої енергії $E > D$. В експерименті з параметрами за цих умов (рис. 3) частки вільно рухаються в просторі здійснюючи дифузію, та для них можливі тільки дві події:

- а) зіткнення одина з одною;

б) зіткнення із зовнішню сферою, що обмежує область експерименту.

За результатами проведеного чисельного експерименту виявлено, що рух часток хаотичний, тому через деякий час частка втрачає вплив початкових умов на наступну поведінку. Крім того фазова траєкторія руху окремої частки має властивості страного атрактору [5].

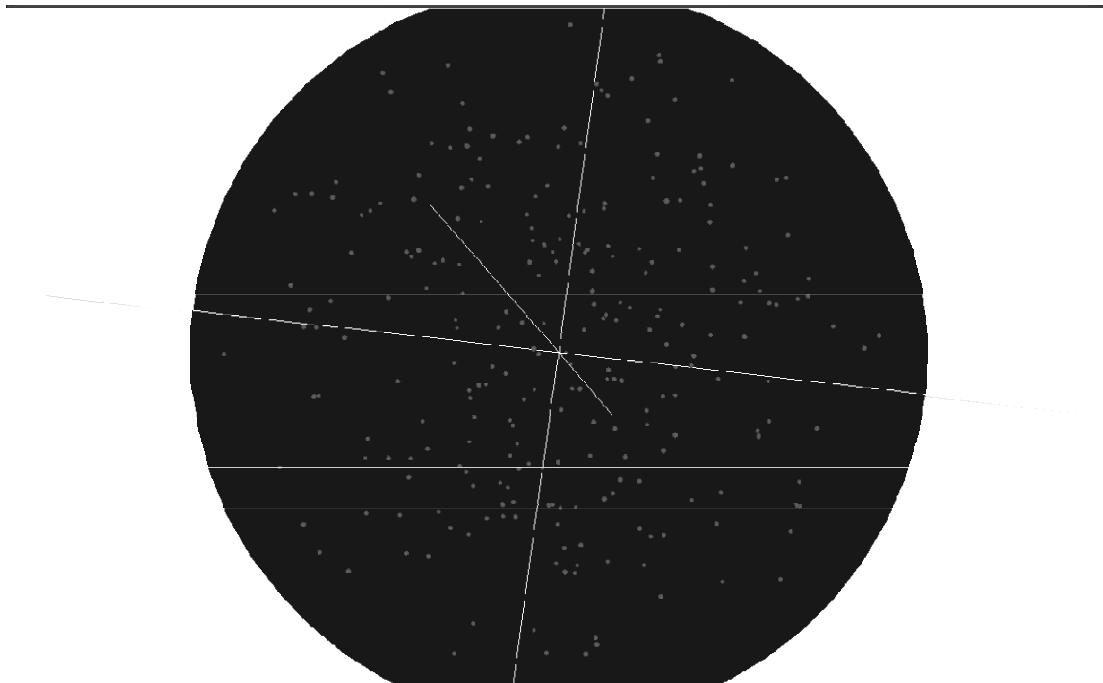


Рисунок 3 - Хаотичний рух молекул (Кількість часток =250, Дисперсія =1, Середня швидкість часток =1, Крок інтегрування = 50, Енергія = 100

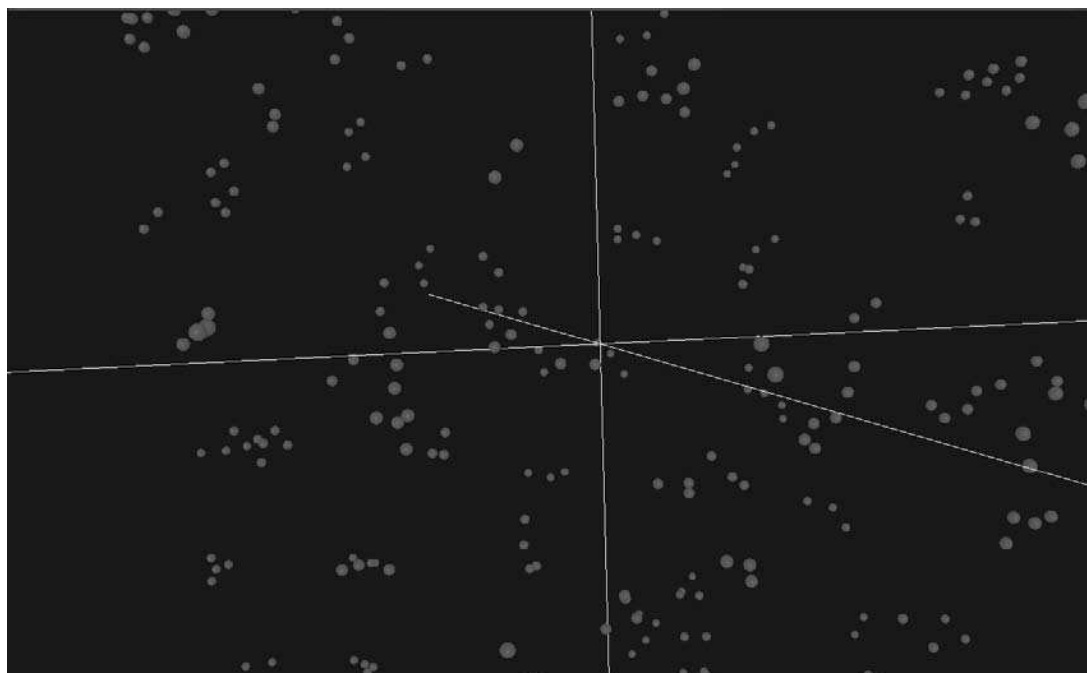


Рисунок 4 - Кластери що утворилися в процесі моделювання (збільшення) Кількість часток =300, Дисперсія =1, Середня швидкість =1, Крок інтегрування =50, Енергія = 65

Формування кластерів відбувається за умов значення внутрішньої енергії $0.7 D < E < D$.

За такими параметрами моделювання частки збираються в сталі кластери. Властивості потенціалу Морзе не дають часткам можливості вирватися назовні та зруйнувати кластер, доти внутрішня енергія часток системи не стане завбільшки енергії дисоціації D . При цьому у складі кластерів частки продовжують виконувати коливання.

Висновки

Комп'ютерне моделювання процесу формування структурних елементів функціональних покриттів за технологією PVD виявило три варіанти можливого стану часток (атомів) в залежності від внутрішньої енергії:

- коливання в складі існуючої структури;
- вільний рух без утворення структури;
- формування сталих структурних утворень.

Крім того, процес дифузії структурних утворень (кластерів) має межу існування, що обумовлено їх внутрішньою енергією.

Розроблена комп'ютерна модель дає можливість провести чисельні експерименти в широкому діапазоні значень параметрів та прогнозувати результати фізичних експериментів, щодо структурних властивостей функціональних покриттів.

ЛІТЕРАТУРА

1. Mattox D.M. Physical vapor deposition. – New Mexico, 1998. -P. 907.
2. Суздаев И.П. Нанотехнология: физико-химия нанокластеров, наноструктур и наноматериалов. М.: Наука, 2006. - С. 592
3. Валуев А.А., Норманн Г.Е., Полипчук В.Ю. Методы молекулярной динамики: теория и приложения.//Математическое моделирование. Физико-химические свойства вещества. М.Наука. 5-39с.
4. Frenkel D., Smit B. Understanding molecular simulation. –Academic press. 2002, -P.628.
5. Гасик М.І., Деревянко О.І., Михальов О.І. Компьютерное моделирование процессов формирования фрактальных структу.//Фракталы и прикладная синергетика. М.: Изд.-во МГОУ, 2003. – С. 151-154.