# МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ И НАУКИ РФ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИ ЕРНАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ 2013 6 Издается с января 1958 г. ежемесячно

Главный редактор: Ю.С. ЮСФИН

Заместитель главного редактора: С.П. МОЧАЛОВ

Ответственный секретарь:

А.Г. ГЛЕБОВ

Заместитель ответственного секретаря:

Н.П. ОЛЕНДАРЕНКО

#### Члены редакционной коллегии:

M.B. ACTAXOB Г.В. АШИХМИН В.Д. БЕЛОВ Е.П. ВОЛЫНКИНА С.М. ГОРБАТЮК ГУОИ ТАНГ (Китай) К.В. ГРИГОРОВИЧ, редактор раздела «Ресурсосбережение в черной металлургии» **Β.Ε. ΓΡΟΜΟΒ** А.В. ДУБ, редактор раздела «Инжиниринг в черной металлургии» Р. КАВАЛЛА В.М. КОЛОКОЛЬЦЕВ К.Л. КОСЫРЕВ, редактор раздела «Металлургические технологии» В.В. КУРНОСОВ С.С. ЛАЗУТКИН

Л.П. МЫШЛЯЕВ, редактор раздела «Информационные технологии и автоматизация в черной металлургии» С.А. НИКУЛИН Г.С. ПОДГОРОДЕЦКИЙ Л.А. ПОЛУЛЯХ Ε.Β. ΠΡΟΤΟΠΟΠΟΒ Л.М. СИМОНЯН, редактор раздела «Рациональное природопользование в черной металлургии» С.В. СОЛОДОВ Н.А. СПИРИН М.В. ТЕМЛЯНЦЕВ М.Р. ФИЛОНОВ, редактор раздела «Материаловедение и нанотехнологии» М.О. ШПАЙДЕЛЬ (Швейцария) А.Б. ЮРЬЕВ

Настоящий номер журнала подготовлен к печати Сибирским государственным индустриальным университетом

Адреса редакции:

119049, Москва, Ленинский пр-т, д. 4 Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», тел./факс (499) 236-14-27; 654007, Новокузнецк, 7, Кемеровской обл., ул. Кирова, д. 42 Сибирский государственный индустриальный университет, тел. (3843) 74-86-28

Журнал представлен в сети INTERNET на сервере «Металлургическая отрасль России» (www.rusmet.ru) по адресам: http://www.rusmet.ru/izvuzchermet E-mail: ferrous@misis.ru http://www.sibsiu.ru/Divisions\_RedJIzVz.shtml E-mail: redjizvz@sibsiu.ru УДК 669.046

#### Е.М. Запольская, М.В. Темлянцев, К.Е. Костюченко, М.В. Матвеев

Сибирский государственный индустриальный университет

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КИСЛОРОДА ПРИ ОТОПЛЕНИИ СТЕНДОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО РАЗОГРЕВА ФУТЕРОВОК СТАЛЕРАЗЛИВОЧНЫХ КОВШЕЙ

Аннотация. Проведено исследование влияния обогащения дутья кислородом на технико-экономические показатели работы стенда и качество нагрева футеровки на базе комплексной детерминированной математической модели тепловой работы стендов для разогрева футеровок сталеразливочных ковшей. Обогащение дутья кислородом приводит к экономии природного газа и повышению КПД.

Ключевые слова: сталеразливочный ковш, футеровка, высокотемпературный разогрев, обогащение дутья кислородом.

# STUDY OF EFFECTIVENESS OF USE OF OXYGEN FOR HEATING OF HIGH-TEMPERATURE LINING HEATING STANDS OF STEEL-TEEMING LADLES

*Abstract.* The effect of oxygen enrichment of blast on technical and economic parameters of operation of the stand and quality of lining heating has been studied on the base of the comprehensively determined mathematic model of thermal panels for heating of steel ladle linings. The enrichment of the blast with oxygen leads to saving of natural gas and increases efficiency.

Keywords: steel-teeming ladle, lining, high-temperature preheating, enrichment of blast with oxygen.

Перед приемом расплава футеровку сталеразливочных ковшей разогревают на специальных стендах. Наибольшее распространение получили стенды, отапливаемые природным газом. Одним из направлений повышения тепловой эффективности стендов и экономии природного газа является обогащение воздуха, идущего на горение, кислородом [1]. Ведущие фирмы, занимающиеся конструированием стендов, предлагают достаточно широкий спектр стендов с дополнительной подачей кислорода [2, 3]. Однако в силу ряда причин такие стенды получили ограниченное распространение.

В настоящей работе на базе комплексной детерминированной математической модели тепловой работы стендов для разогрева футеровок сталеразливочных ковшей [4] проведено исследование влияния обогащения дутья кислородом на технико-экономические показатели работы стенда и качество нагрева футеровки.

Многовариантные расчеты осуществляли на примере разогрева 350-т сталеразливочного ковша, футеровка которого состояла из четырех слоев: рабочего толщиной 200 мм, выполненного из алюмопериклазоуглеродистого огнеупора с содержанием углерода 8 %; арматурного толщиной 100 мм из огнеупора марки МКРКП-45 (между рабочим и арматурным слоями находится буферная засыпка марки ВГБМ-80 толщиной 25 мм); теплоизоляционного слоя толщиной 10 мм, выполненного из материала МКРКГ-400; стальной брони ковша толщиной 40 мм. Стенд оборудован водоохлаждаемой горелкой, в конструкции которой предусмотрено обогащение кислородом дутья, подаваемого на горение. Химический состав природного газа, используемого для отопления стенда, следующий: 91,50 %  $CH_4$ ; 3,07 %  $C_2H_6$ ; 1,73 %  $C_3H_8$ ; 0,9 %  $C_4H_{10}$ ; 2,34 %  $N_2$ ; 0,45 %  $CO_2$ ; 0,01 %  $O_2$ .

Проведенные ранее исследования [5] показали, что при разогреве углеродсодержащих (периклазоуглеродистых и алюмопериклазоуглеродистых) футеровок происходит выгорание углерода (обезуглероживание, декарбонизация) поверхностных слоев огнеупора, которое отрицательно сказывается на его стойкости. Обезуглероживание рабочего слоя на каждые 1 – 2 мм приводит к снижению стойкости футеровки примерно на одну плавку. Соответственно при разогреве футеровок необходимо обеспечивать минимальное выгорание углерода в огнеупорах. При этом необходимо учитывать, что экономический эффект от снижения обезуглероживания гораздо выше, чем от экономии природного газа. Затраты на топливо и электроэнергию составляют для различных режимов разогрева всего 5 – 6 % от ущерба, наносимого декарбонизацией [6]. Минимальное обезуглероживание при наименьшем времени нагрева обеспечивает температурный режим разогрева при постоянной максимально возможной скорости роста температуры футеровки.

В связи с этим, в качестве основного расчетного режима приняли разогрев с постоянной, максимально допустимой по условиям трещинообразования скоростью увеличения температуры поверхности рабочего слоя, которая по рекомендациям производителей огнеупоров алюмопериклазоуглеродистых марок находится на уровне 50 – 60 °С/ч. Соответственно время т разогрева предварительно высушенной футеровки приняли 24 ч. При проведении расчетов при прочих равных условиях варьировали коэффициент  $\alpha$  расхода окислителя от 1,025 до 1,50 и содержание кислорода в нем от 21 до 50 %.

Качество нагрева футеровки оценивали по следующим требованиям [6, 7]:

– температура  $t_{\text{п.кон}}$  поверхности футеровки в конце разогрева должна составлять  $1200 \pm 20$  °C;

– температура  $t_{p-a}$  на стыке рабочего и арматурного слоев – не менее 800 °C;

 – скорость увеличения температуры поверхности рабочего слоя – не более 60 °С/ч,

– температура  $t_{\text{кож}}$  кожуха ковша – не более 425 °C.

В таблице представлены результаты расчетов для 25 различных режимов разогрева. При оценке теплотехнических характеристик и параметров работы стенда обогащение дутья кислородом приводит к однозначному их улучшению, что соответствует результатам исследований, выполненных для различных типов нагревательных печей [8]. Обогащение дутья кислородом умень-

| POWILI TOTLL | DOCUSTOD DIG | NOT THEFT | nowww.  | natornanc | NOT THE DOLLAR IN | иоршой |
|--------------|--------------|-----------|---------|-----------|-------------------|--------|
| т сзультаты  | расчетов для | различных | режимов | разотрева | разливочных       | коршси |

| Ре-<br>жим | Сос<br>окис<br>теля<br>N <sub>2</sub> | став<br>сли-<br>ч, % | $\frac{L_{\rm B}/L_{\rm K}}{M^3/M^3}$ | V <sub>п.с, м<sup>3</sup>/м<sup>3</sup></sub> | CO <sub>2</sub> | Состав<br>Н <sub>л</sub> О | п.с., % | <sup>7</sup> 0 | t <sub>ĸ</sub> ,<br>°C | t <sub>п.кон</sub> ,<br>°С | t <sub>p-a</sub> ,<br>°C | t <sub>кож</sub> ,<br>°C | δ <sub>οб</sub> ,<br>ΜΜ | КПД,<br>% | В <sub>ср</sub> ,<br>м <sup>3</sup> /ч | <i>Q</i> <sub>г</sub> ,<br>м <sup>3</sup> | <i>Q</i> <sub>к</sub> , м <sup>3</sup> | <i>Q</i> <sub>в</sub> , м <sup>3</sup> |
|------------|---------------------------------------|----------------------|---------------------------------------|---|-----------------|----------------------------|---------|----------------|------------------------|----------------------------|--------------------------|--------------------------|-------------------------|-----------|--|---|--|--|
|            |                                       |                      | I                                     |   | 2               | 2                          |         |                | При α                  | = 1,02.                    | 5                        |                          | 1                       |           |  |   |  | <u> </u>                               |
| 1          | 79                                    | 21                   | 10,4/0                                | 11,6  | 9,2             | 19,3                       | 71,0    | 0,5            | 1771                   | 1193                       | 989                      | 248                      | 9,2                     | 40,2      | 266,2                                  | 6389                                      | 0                                      | 66 444                                 |
| 2          | 75                                    | 25                   | 8,2/0,4                               | 9,9   | 10,8            | 22,3                       | 66,4    | 0,5            | 1992                   | 1198                       | 994                      | 252                      | 9,3                     | 44,4      | 242,5                                  | 5820                                      | 2328                                   | 47 724                                 |
| 3          | 70                                    | 30                   | 6,4/0,8                               | 8,4   | 12,7            | 25,9                       | 60,8    | 0,6            | 2237                   | 1202                       | 999                      | 255                      | 9,4                     | 48,0      | 225,9                                  | 5422                                      | 4337                                   | 34 698                                 |
| 4          | 60                                    | 40                   | 4,1/1,3                               | 6,5   | 16,3            | 32,7                       | 50,2    | 0,8            | 2647                   | 1205                       | 1006                     | 260                      | 9,5                     | 52,4      | 208,9                                  | 5014                                      | 6518                                   | 20 556                                 |
| 5          | 50                                    | 50                   | 2,7/1,6                               | 5,4   | 19,7            | 38,9                       | 40,5    | 0,9            | 2975                   | 1209                       | 1011                     | 263                      | 9,6                     | 54,9      | 200,4                                  | 4810                                      | 7695                                   | 12 986                                 |
|            |                                       |                      |                                       |   |                 |                            |         |                | При а                  | = 1,05                     | -                        |                          |                         |           |  |   |  |  |
| 6          | 79                                    | 21                   | 10,6/0                                | 11,8  | 9,1             | 18,9                       | 71,1    | 0,9            | 1741                   | 1192                       | 988                      | 248                      | 9,2                     | 39,6      | 270,4                                  | 6490                                      | 0                                      | 68 841                                 |
| 7          | 75                                    | 25                   | 8,4/0,5                               | 10,1  | 10,6            | 21,9                       | 66,5    | 1,0            | 1960                   | 1197                       | 993                      | 251                      | 9,3                     | 43,9      | 245,3                                  | 5887                                      | 2944                                   | 49 453                                 |
| 8          | 70                                    | 30                   | 6,6/0,8                               | 8,6   | 12,5            | 25,4                       | 60,9    | 1,2            | 2204                   | 1201                       | 999                      | 255                      | 9,3                     | 47,6      | 227,8                                  | 5467                                      | 4374                                   | 36 084                                 |
| 9          | 60                                    | 40                   | 4,2/1,3                               | 6,7   | 16,0            | 32,1                       | 50,3    | 1,6            | 2611                   | 1207                       | 1006                     | 260                      | 9,5                     | 52,0      | 210,0                                  | 5040                                      | 6552                                   | 21 168                                 |
| 10         | 50                                    | 50                   | 2,8/1,6                               | 5,5   | 19,3            | 38,2                       | 40,6    | 1,9            | 2939                   | 1208                       | 1010                     | 263                      | 9,6                     | 54,6      | 201,3                                  | 4831                                      | 7730                                   | 13 527                                 |
|            | $\Pi pu \ \alpha = 1, 1$              |                      |                                       |   |                 |                            |         |                |                        |                            |                          |                          |                         |           |  |   |  |  |
| 11         | 79                                    | 21                   | 11,1/0                                | 12,3  | 8,7             | 18,2                       | 71,4    | 1,7            | 1649                   | 1191                       | 986                      | 247                      | 9,1                     | 38,2      | 279,4                                  | 6706                                      | 0                                      | 74 432                                 |
| 12         | 75                                    | 25                   | 8,9/0,5                               | 10,5  | 10,2            | 21,0                       | 66,8    | 2,0            | 1899                   | 1196                       | 992                      | 250                      | 9,2                     | 42,8      | 251,1                                  | 6026                                      | 3013                                   | 53 635                                 |
| 13         | 70                                    | 30                   | 6,9/0,9                               | 8,9   | 12,0            | 24,4                       | 61,3    | 2,3            | 2140                   | 1200                       | 997                      | 254                      | 9,3                     | 46,7      | 231,7                                  | 5561                                      | 5005                                   | 38 370                                 |
| 14         | 60                                    | 40                   | 4,4/1,4                               | 6,9   | 15,4            | 30,9                       | 50,7    | 3,0            | 2543                   | 1206                       | 1005                     | 259                      | 9,5                     | 51,4      | 212,4                                  | 5098                                      | 7137                                   | 22 429                                 |
| 15         | 50                                    | 50                   | 3,0/1,7                               | 5,8   | 18,6            | 36,9                       | 40,9    | 3,6            | 2869                   | 1207                       | 1010                     | 262                      | 9,5                     | 54,1      | 202,9                                  | 4870                                      | 8278                                   | 14 609                                 |
|            |                                       |                      |                                       |   |                 |                            |         |                | При о                  | u = 1,2                    |                          |                          |                         |           |  |   |  |  |
| 16         | 79                                    | 21                   | 12,1/0                                | 13,4  | 8,0             | 17,0                       | 71,9    | 3,1            | 1583                   | 1188                       | 983                      | 245                      | 9,1                     | 35,5      | 299,8                                  | 7195                                      | 0                                      | 87 062                                 |
| 17         | 75                                    | 25                   | 9,7/0,5                               | 11,4  | 9,4             | 19,6                       | 67,3    | 3,7            | 1790                   | 1193                       | 989                      | 249                      | 9,2                     | 40,6      | 263,8                                  | 6331                                      | 3166                                   | 61 413                                 |
| 18         | 70                                    | 30                   | 7,5/1,0                               | 9,6   | 11,1            | 22,8                       | 61,8    | 4,3            | 2022                   | 1198                       | 995                      | 252                      | 9,3                     | 44,9      | 240,1                                  | 5762                                      | 5762                                   | 43 218                                 |
| 19         | 60                                    | 40                   | 4,8/1,5                               | 7,5   | 14,3            | 28,8                       | 51,3    | 5,6            | 2417                   | 1205                       | 1003                     | 257                      | 9,4                     | 50,1      | 217,3                                  | 5215                                      | 7823                                   | 25 033                                 |
| 20         | 50                                    | 50                   | 3,2/1,9                               | 6,2   | 17,3            | 34,5                       | 41,5    | 6,7            | 2739                   | 1208                       | 1008                     | 261                      | 9,5                     | 53,1      | 206,2                                  | 4949                                      | 9403                                   | 15 836                                 |
|            |                                       |                      |                                       |   |                 |                            |         |                | При о                  | u = 1,5                    |                          |                          |                         |           |  |   |  | 1                                      |
| 21         | 79                                    | 21                   | 15,2/0                                | 16,4  | 6,5             | 14,1                       | 73,1    | 6,3            | 1341                   | 1179                       | 975                      | 240                      | 8,9                     | 26,7      | 394,7                                  | 9473                                      | 0                                      | 143 987                                |
| 22         | 75                                    | 25                   | 12,1/0,6                              | 13,9  | 7,7             | 16,3                       | 68,6    | 7,4            | 1525                   | 1186                       | 982                      | 244                      | 9,1                     | 33,8      | 314,5                                  | 7548                                      | 4529                                   | 91 331                                 |
| 23         | 70                                    | 30                   | 9,3/1,3                               | 11,8  | 9,1             | 18,9                       | 63,2    | 8,8            | 1737                   | 1192                       | 988                      | 248                      | 9,2                     | 39,5      | 271,2                                  | 6509                                      | 8461                                   | 60 532                                 |
| 24         | 60                                    | 40                   | 6,0/1,9                               | 9,1   | 11,8            | 24,0                       | 52,8    | 11,4           | 2104                   | 1200                       | 997                      | 254                      | 9,3                     | 46,2      | 234,1                                  | 5618                                      | 10 675                                 | 33 710                                 |
| 25         | 50                                    | 50                   | 4,0/2,3                               | 7,5   | 14,3            | 28,9                       | 42,9    | 13,9           | 2412                   | 1205                       | 1003                     | 257                      | 9,4                     | 50,1      | 217,6                                  | 5222                                      | 12 012                                 | 20 890                                 |
| П          | рим                                   | 1еча                 | ание. $L_{_{\rm B}}$                  | и L <sub>к</sub> – <u>-</u>                   | удельн          | ый ра                      | сход в  | оздух          | а и кис                | лорода                     | а на 1 м                 | и <sup>3</sup> сжи       | игаем                   | ого газа  | $Q_{\rm B} - p$                        | асход в                                   | воздуха.                               |  |

шает объем и расход продуктов сгорания, повышает калориметрическую температуру  $t_{\kappa}$  горения топлива и содержание трехатомных газов в продуктах сгорания. Последнее увеличивает степень черноты газов, приводит к интенсификации теплообменных процессов, повышает коэффициент полезного действия стенда, снижает удельный (*B*) и общий (*Q*) расходы топлива на разогрев.

Повышение коэффициента расхода окислителя более 1,05 практикуется при разогреве ковшей рядом предприятий в целях устранения недожога, снижения температуры продуктов сгорания и скорости разогрева. Также оно может является следствием подсосов атмосферного воздуха в полость ковша. Это оказывает обратное влияние на теплотехнические показатели работы стендов.

Как видно из таблицы, наиболее эффективным с теплотехнической точки зрения является режим 5 при содержании кислорода в окислителе 50 % и коэффициенте расхода последнего 1,025. КПД рассматриваемого случая достигает 54,9 %, а общий расход топлива на разогрев составляет 4811 м<sup>3</sup>. Наиболее затратным является режим 21, соответствующий использованию в качестве окислителя воздуха, подаваемого на горение с величиной α = 1.5. При этом режиме КПД стенда составляет всего 26,7 %, а расход топлива почти в 2 раза больше по сравнению с режимом 5 и составляет 9474 м<sup>3</sup>. Характерно, что все исследованные режимы обеспечивают примерно одинаковое качество разогрева футеровки как по температурам поверхности футеровки, стыка рабочего и арматурного слоев, кожуха, так и по глубине δ<sub>об</sub> обезуглероженного слоя, который для режима 21 составляет 8,9 мм, а для режима 5 – 9,6 мм. Изменение различных параметров во времени для рассматриваемых случаев представлено на рис. 1.



Рис. 1. Температурный режим разогрева: *I* – температура греющей среды; *2* – температура поверхности футеровки; *3* – температура на стыке рабочего и арматурного слоев; *4* – глубина обезуглероженного слоя; *5* – температура кожуха

На рис. 2 приведены изменения расхода газа во времени при различных значениях α и использовании в качестве окислителя воздуха. После 10 – 12 ч от начала разогрева начинается процесс обезуглероживания, имеющий экзотермический эффект и являющийся приходной статьей теплового баланса, следовательно происходит снижение расхода топлива.

Большинство эксплуатируемых в настоящее время стендов обеспечивают расход топлива не более 450 – 500 м<sup>3</sup>/ч (рис. 2, штриховая линия). Без обогащения дутья кислородом практически обеспечить заданный (с постоянной скоростью увеличения температуры поверхности футеровки) режим разогрева можно только при коэффициентах расхода окислителя не более 1,1. Повышение величины α сверх этого значения повлечет за собой либо увеличение продолжительности нагрева, либо недогрев до заданной температуры футеровки.

В современных условиях функционирования металлургических предприятий весьма важен экономический фактор эффективности применения кислорода. В связи с этим проведены расчеты затрат 3, руб, на разогрев одного ковша по следующему соотношению:

$$3 = Q_{\Gamma} \coprod_{\Gamma} + Q_{\kappa} \coprod_{\kappa} + Q_{\Im, R} \tau \coprod_{\Im, R} + Q_{\Im, R} \tau \coprod_{\Im, R} \tau \coprod_{\Im, R}, \qquad (1)$$

где  $Q_{\Gamma}$  и  $Q_{\kappa}$  – общие расходы газа и кислорода на разогрев, м<sup>3</sup>;  $\Pi_{\Gamma}$  и  $\Pi_{\kappa}$  – цена 1 м<sup>3</sup> газа и кислорода соответственно, руб;  $Q_{_{3Л,B}}$  и  $Q_{_{3Л,Z}}$  – мощность вентилятора и дымососа соответственно, кВт;  $\Pi_{_{3Л}}$  – цена 1 кВт·ч электроэнергии, руб.

При этом учитывали, что двигатель вентилятора, подающего воздух на горелку стенда, и дымосос работают с постоянными расходами электроэнергии, не зависящими от расхода воздуха и продуктов сгорания. Соответственно третье и четвертое слагаемые в выражении (1) являются постоянными величинами. Если в конструкции стенда дымосос отсутствует, а продукты сгорания удаляются через зазор между крышкой стенда и ковшом, то четвертое слагаемое равно нулю.



Рис. 2. Изменение расхода газа во времени при различных коэффициентах расхода окислителя и использовании в качестве него воздуха



Рис. 3. Зависимость относительных затрат  $3_{or}$  на разогрев от содержания кислорода в окислителе при коэффициентах его расхода х – 1,025;  $\diamond$  – 1,05;  $\Delta$  – 1,1;  $\Box$  – 1,2; O – 1,5:  $a - 10:1; \delta - 5:1; s - 1:1; c - 1:5; \partial - 1:10$ 

Поскольку цены на энергоносители на различных предприятиях не одинаковы, то провели оценку затрат на разогрев в относительных величинах, принимая соотношения цены единицы газа и кислорода, равные 1:10, 1:5, 1:1, 5:1; 10:1. В таблице представлены абсолютные расходы энергоносителей, а на рис. 3 – затраты в относительных единицах. Анализ проведенных расчетов показывает, что применение кислорода снижает стоимость нагрева только в том случае, если цена 1 м<sup>3</sup> газа в 3 – 4 раза больше, чем цена 1 м<sup>3</sup> кислорода.

Дополнительно провели расчет влияния обогащения дутья кислородом и коэффициента расхода окислителя на затраты для разогрева по фактическим ценам энергоносителей (природный газ – 3,64 руб/м<sup>3</sup>; кислород – 1,91 руб/м<sup>3</sup>; электроэнергия – 1,44 руб/(кВт·ч)) одного из российских металлургических предприятий. Результаты представлены на рис. 4, из которого видно, что при таких ценах на энергоносители обогащение дутья кислородом увеличивает стоимость разогрева. Следовательно, его целесообразно применять только в том случае, если необходимо достижение определенных параметров технологии, например заданной температуры разогрева при недостаточной тепловой мощности стенда. При этом подача кислорода может осуществляться только на завершающей стадии разогрева.

**Выводы.** Результаты многовариантных расчетов, выполненных с использованием многофакторной детерминированной математической модели, показали, что обогащение дутья кислородом на стендах высокотемпературного разогрева футеровок сталеразливочных ковшей повышает тепловую эффективность их работы, приводит к экономии природного газа и повышению КПД. С экономической точки зрения обогащение дутья кислородом снижает затраты на разогрев в том случае, если цена 1 м<sup>3</sup> газа в 3 – 4 раза больше, чем цена 1 м<sup>3</sup> кислорода. Обогащение дутья кислородом целесообразно применять в случаях необходимости достижения определенных параметров технологии.



Рис. 4. Зависимость абсолютных затрат на разогрев от содержания кислорода в окислителе и коэффициента его расхода

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Kelly J., Dentella F., Recanati A. et al. // Iron & Steel Technology. 2011. № 5. C. 307-311.
- Лоренц В., Локтев А., Гартен В., Бехманн Д. // Сталь. 2007. № 11. С. 74 – 77.
- 3. Лоренц В., Локтев А., Гартен В., Бехманн Д. // Новые огнеупоры. 2007. № 12. С. 19 – 27.
- Матвеев М.В., Темлянцев М.В., Запольская Е.М., Костюченко К.Е. // Вестник Горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 2013. Вып. 31. С. 31 – 44.
- 5. Темлянцев М.В., Костюченко К.Е., Матвеев М.В., Темлянцева Е.Н. // Вестник Горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 2012. Вып. 29. С. 58 – 62.

- Матвеев М.В., Темлянцев М.В., Темлянцева Е.Н., Костюченко К.Е. // Вестник Горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии. 2012. Вып. 30. С. 23 – 30.
- Темлянцев М.В., Матвеев М.В., Костюченко К.Е., Лосицкая М.Ю. – Вкн.: Вестник Российской академии естественных наук. Западно-Сибирское отделение. Сб. науч. тр. – Кемерово: Кузбассвузиздат, 2012. Вып. 14. С. 137 – 142.
- Ревун М.П., Гранковский В.И., Байбуз А.Н. Интенсификация работы нагревательных печей. – Киев: Техніка, 1987. – 136 с.

© 2013 г. Е.М. Запольская, М.В. Темлянцев, К.Е. Костюченко, М.В. Матвеев Поступила 3 апреля 2013 г. УДК 621.627

#### В.Н. Кадыков, А.А. Уманский, Ю.А. Мартьянов

Сибирский государственный индустриальный университет

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ ДЕФЕКТОВ ПРИ ПРОКАТКЕ В СОРТОВЫХ КАЛИБРАХ

Аннотация. В лабораторных условиях проведены исследования формоизменения дефектов при прокатке квадратных заготовок в сортовых калибрах различной формы. Установлены качественные и количественные зависимости выработки дефектов в процессе прокатки от следующих факторов: степени деформации, расположения и пространственной ориентации дефектов на исходной заготовке. Раскрыт механизм влияния формы и размеров используемых при прокатке калибров на интенсивность выработки поверхностных дефектов на заготовке.

Ключевые слова: поверхностные дефекты, моделирование, лабораторные эксперименты, калибры прокатных валков, деформация.

# STUDY OF SURFACE DEFORMATION DURING ROLLING OF THE BAR CALIBERS

Abstract. Studies of defects distortion during square billets rolling in various forms of bar calibers were held in laboratory conditions. Established are qualitative and quantitative dependences between defects forming during the rolling process and the following factors: the degree of deformation, the location and spatial orientation of the defects on the initial billet. The mechanism of the influence of the shape and the size used in calibers rolling on the intensity of generation of the billet surface defects is disclosed.

Keywords: surface defects, modelling, laboratory experiments, gagen mill rolls, deformation.

Одна из наиболее значимых характеристик качества сортового металлопроката – наличие на его поверхности дефектов, которые являются концентраторами напряжений и значительно ухудшают прочностные и пластические свойства проката в процессе его дальнейшей обработки и эксплуатации.

По происхождению поверхностные дефекты сортового металлопроката подразделяют на сталеплавильные, т.е. перешедшие на готовый прокат со слитков или непрерывнолитых заготовок, и прокатные – дефекты, возникающие непосредственно в процессе прокатки или при проведении вспомогательных операций в прокатных цехах (нагрев, отделка, термическая обработка). При этом дефекты прокатного происхождения могут переходить на поверхность сортового металлопроката с полученных в обжимном цехе заготовок или возникать непосредственно в процессе производства проката на сортовых станах.

Множеством исследований показано, что использование оптимальных режимов деформации при прокатке на сортовых станах не только способствует уменьшению риска возникновения новых дефектов, но при их применении создаются условия для выработки уже имеющихся дефектов на исходных заготовках. При этом в качестве основных факторов, оказывающих значимое влияние на интенсивность выработки поверхностных дефектов, выделяют: форму и размер используемых калибров, коэффициент вытяжки, месторасположение и ориентацию дефектов относительно направления прокатки. Следует отметить, что в настоящее время мнения различных исследователей по вопросу количественной и качественной оценки влияния параметров калибровки и месторасположения дефектов на исходных заготовках на степень выработки поверхностных дефектов существенно разнятся.

По вопросу выбора оптимальных калибров с точзрения повышения выкатываемости дефектов ки Ю.В. Зильберг в работе [1] дает рекомендации чередовать калибры, требующие кантовки на 45 и на 90°, а в работе [2] – использовать пару калибров ромб – квадрат. Г.С. Уткин [3] приводит данные об увеличении выработки поверхностных дефектов при переходе от прокатки в ящичных калибрах на прокатку в четырехвалковых калибрах по схеме квадрат – восьмигранник – квадрат. В.Н. Асановым [4] показано, что при переводе непрерывного стана 340/160 на прокатку по системе круг – гладкая бочка с предшествовавшей ей вытяжной системы овал-круг достигнуто улучшение качества поверхности готового проката. Полученные авторами работ [5, 6] регрессионные зависимости влияния параметров прокатки на степень выработки дефектов показывают различное по величине, а иногда и разнонаправленное влияние таких факторов, как месторасположение дефектов на заготовке и степень деформации при прокатке. Таким образом, отсутствие среди исследователей единого мнения по вопросу влияния режимов прокатки в калиброванных валках на качество поверхности металлопроката свидетельствует об актуальности проведения дальнейших исследований в этом направлении.

С целью установления закономерностей формоизменения дефектов в процессе деформации проведена опытная прокатка свинцовых образцов с искусственно нанесенными на их поверхность дефектами. Лабораторные исследования проводили на двухвалковом прокатном стане 80. Правомерность использования свинца в качестве модельного материала обусловлена тем, что пластичность свинца при комнатной температуре соответствует пластичности стали при температурах прокатки. Множеством исследований [1, 2, 5] показано, что использование свинцовых образцов для моделирования процессов прокатки стальных заготовок позволяет получать адекватные реальным процессам закономерности формоизменения дефектов. При проведении экспериментов использовались полученные отливкой в специальные формы образцы сечением 30×30 мм. Глубина и ширина дефектов составила соответственно 2 и 1 мм.

Образцы прокатывали в ящичном, ромбическом и овальном калибрах. Выбор схемы нанесения дефектов (рис. 1) производился из условия получения максимального количества информации о формоизменении дефектов в зависимости от их расположения.

В ходе проведения исследований анализировали влияние следующих факторов на интенсивность выработки дефектов: формы калибра, в котором производится деформация металла (ящичный, ромбический, овальный); коэффициента вытяжки; месторасположения дефекта на поверхности образца (на гранях или ребрах заготовки); пространственной ориентации дефектов относительно направления прокатки (продольные, поперечные, наклонные на угол 45°). В качестве критерия интенсивности выработки дефектов приняли коэффициент выработки, определяемый из выражения

$$K_{\rm bup} = \frac{H_{\rm d0}}{H_{\rm d1}},$$

где  $H_{\rm g0}$  и  $H_{\rm g1}$  – глубина дефектов соответственно до и после прокатки.

С целью уменьшения погрешности полученных данных по каждому варианту сочетания исследуемых факторов (формы калибра, коэффициента вытяжки, месторасположения и ориентации дефектов) прокатали по 5 образцов.

Значимость влияния вышеперечисленных параметров определяли с помощью стандартных методик дисперсионного и регрессионного анализов. Дисперсионный анализ использовали для определения значимости влияния дискретных факторов (формы калибра, месторасположения и пространственной ориентации дефектов), а регрессионный анализ – при оценке влияния на выработку дефектов коэффициента вытяжки.

В результате обработки полученных при проведении лабораторных экспериментов данных установлено значимое влияние на коэффициент выработки поверхностных дефектов всех исследуемых параметров.

Влияние формы калибра на выработку дефектов проявляется в том, что наиболее благоприятные условия для выкатываемости дефектов создаются при деформации в ромбическом калибре, а наименее благоприятные – при прокатке в овальном калибре. Так, при прочих равных условиях (одинаковые месторасположе-



Рис. 1. Схема расположения на свинцовых образцах искусственных дефектов: *a* – продольных; *δ* – поперечных; *в* – наклонных; *г* – поперечных и наклонных

ние и пространственная ориентация дефектов, коэффициент вытяжки) коэффициент выработки дефектов при прокатке в ромбическом калибре выше коэффициента выработки при прокатке в овальном калибре в среднем на 22 %, а по сравнению с прокаткой в ящичном калибре разница составляет 13 % (рис. 2).

Зависимость коэффициента выработки дефектов от формы калибра, используемого при прокатке, обусловлена различной неравномерностью распределения обжатий по ширине калибра. С увеличением неравномерности обжатий по ширине полосы возрастают дополнительные растягивающие напряжения, которые препятствуют закатыванию дефектов. С этой точки зрения наименее благоприятные условия для выработки дефектов создаются в овальном калибре (рис. 3), что и подтверждается экспериментально. Однако коэффициент выработки дефектов при прокатке в прямоугольном калибре ниже, чем в ромбическом несмотря на более равномерное распределение обжатий в ящичном калибре (рис. 3). В этом случае на первый план выступает тот факт, что при прокатке в ромбическом калибре поверхностные слои раската в боковых зонах получают значительное горизонтальное смещение, что приводит к повышению выработки дефектов. В ящичном калибре горизонтальное смещение металла практически отсутствует по всей ширине заготовки, за исключением незначительных по протяженности участков выпуска калибра, где имеет место только вертикальное смещение металла в процессе деформации.

Касательно влияния коэффициента вытяжки на выработку поверхностных дефектов можно отметить ярко выраженный нелинейный характер полученных зависимостей для всех используемых калибров (рис. 2). При повышении коэффициента вытяжки с 1,05 до 1,09 увеличение интенсивности выработки дефектов происходит наиболее значительно, в интервале значений



Рис. 2. Зависимость от коэффициента вытяжки при прокатке коэффициента выработки дефектов: *а* – поперечных; *б* – наклонных; *в* и *г* – продольных на гранях и на ребрах; *1*, *2* и *3* – соответственно для ромбического, ящичного и овального калибров



Рис. 3. Схема распределения обжатий по ширине калибра при прокатке квадратной заготовки: *а* – в ящичном; б и *в* – в овальном и в ромбическом калибрах

коэффициента вытяжки 1,09 – 1,17 повышение вытяжки раската уже не приводит к столь значимому увеличению степени выработки дефектов и, наконец, в интервале коэффициента вытяжки 1,17 – 1,21 увеличение вытяжки практически не сказывается на изменении интенсивности выработки поверхностных дефектов. Полученная картина объясняется прямой взаимосвязью коэффициента вытяжки раската с величиной обжатий заготовки при прокатке, которые в свою очередь определяют глубину проникновения деформации в тело заготовки. При малых обжатиях деформируются только приповерхностные слои раската, в результате чего деформация проникает в металл на меньшую глубину, чем глубина дефекта. Увеличение обжатий способствует интенсивному повышению выработки дефектов вплоть до момента, когда глубина проникновения деформации достигнет глубины дефекта. После этого момента интенсивность выработки дефектов с ростом степени деформации увеличивается не столь значительно.

Влияние пространственной ориентации дефектов относительно направления прокатки проявляется в том, что наиболее интенсивно вырабатываются продольные дефекты, а наименьшая выработка характерна для поперечных дефектов. Этот факт связан с наличием продольных растягивающих напряжений, возникновение которых на боковых участках верхней и нижней граней заготовок обусловлено большей вытяжкой осевых слоев раската по сравнению с приповерхностными. Наличие растягивающих продольных напряжений на указанных участках при прокатке толстых полос и полос средней толщины (с отношением длины дуги захвата к средней высоте полосы 0,3 – 0,5 и 0,5 – 1,5 соответственно), а также вышеуказанные причины их возникновения впервые показаны А.П. Чекмаревым [7].

Влияние расположения дефектов на степень их выработки в процессе прокатки проявляется прежде всего в том, что дефекты, нанесенные на ребра заготовки, вырабатываются в среднем на 11 % интенсивнее, чем дефекты, расположенные на гранях. Полученные данные согласуются с результатами промышленных экспериментов, проведенных авторами работ [8, 9], и данными других исследователей [1, 6]. Неравномерная выработка дефектов в зависимости от их месторасположения обусловлена тем, что при прокатке в центральной зоне калибра металл получает только вертикальное смещение, а в боковых зонах калибра имеет место одновременное перемещение поверхностных слоев раската в горизонтальном и вертикальном направлениях.

По вопросу влияния расположения дефектов на интенсивность их выработки также следует отметить, что продольные дефекты на концевых участках раската не только не вырабатываются, но наоборот имеет место увеличение их размеров – раскрытие дефектов (рис. 4, *a*). Причем протяженность зон раскрытия дефектов меньше на входном конце раската по отношению к противоположному концу. Раскрытие дефектов на концевых участках заготовки связано с отсутствием одной из внешних зон при прокатке, а различная протяженность зон раскрытия дефектов на входном и противоположном ему концах раската объясняется неравномерностью течения металла.

Кроме того, установлено, что на прилегающих к боковым участкам поверхности зонах раскрываются расположенные в них поперечные и наклонные к оси



Рис. 4. Раскрытие поверхностных дефектов после прокатки: *а* – продольных дефектов; *б* – поперечных и наклонных дефектов

прокатки дефекты (рис. 4, *б*). Объяснением этому факту служит то, что продольные растягивающие напряжения на ребрах заготовок имеют наибольшую величину.

**Выводы.** Наиболее благоприятные условия для выработки поверхностных дефектов на квадратной заготовке создаются при использовании ромбических калибров, а наихудшие результаты с точки зрения выкатываемости дефектов в процессе прокатки получены при деформации в овальных калибрах. Зависимость интенсивности выработки поверхностных дефектов от коэффициента вытяжки имеет ярко выраженный нелинейный характер для всех используемых калибров, что связано с изменением соотношения глубины проникновения деформации в образец с глубиной залегания дефекта. Месторасположение дефектов оказывает значительное влияние на коэффициент их выработки при деформации. Коэффициент выработки дефектов зависит от их ориентации относительно направления прокатки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Зильберг Ю.В., Ревякин С.В. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 1996. № 8. С. 23 – 25.

- Зильберг Ю.В., Родман М.М., Ревякин С.В., Боровенский Е.А. // Сталь. 1991. № 10. С. 33 – 36.
- 3. Уткин Г.С., Резвов Б.С., Храмцов В.В. и др. // Производство проката. 2004. № 4. С. 18 – 22.
- 4. Асанов В.Н., Стеблов А.Б., Тулупов О.Н., Ленартович Д.В. // Сталь. 2008. № 11. С. 90, 91.
- 5. Перетятько В.Н., Рогов Ю.Е., Журавлев Б.К., Нефедов В.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 2. С. 26-29.
- 6. Егоров В.Д., Тимофеев В.В., Зудов Е.Г. идр. // Сталь. 1995. № 1. С. 32 – 34.
- Теория прокатки крупных слитков / А.П. Чекмарев, В.Л. Павлов, В.И. Мелешко, В.А. Токарев. М.: Металлургия, 1968. 252 с.
- Мартьянов Ю.А., Кадыков В.Н., Уманский А.А. – Вкн.: Металлургия: Технологии, управление, инновации, качество. Сб. тр. всерос. научно-практич. конф. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. С. 69 – 73.
- Кадыков В.Н., Мартьянов Ю.А., Уманский А.А. // Вестник горно-металлургической секции российской академии естественных наук. Отделение металлургии. 2011. Вып. 27. С. 132 – 136.

© 2013 г. В.Н. Кадыков, А.А. Уманский, Ю.А. Мартьянов Поступила 23 ноября 2012 г.

УДК 669.162:669.046.516

#### А.Ф. Шевченко, И.А. Маначин

Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова (г. Днепропетровск)

# ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕЖФАЗНОЙ РЕАКЦИОННОЙ ПОВЕРХНОСТИ С ПАРАМЕТРАМИ ВДУВАЕМЫХ ПОТОКОВ ПРИ КОВШОВОМ РАФИНИРОВАНИИ ЧУГУНА

Аннотация. Обоснованы основные условия диспергирования и деления вдуваемых двухфазных магнийсодержащих потоков в железоуглеродистые расплавы. Показано, что за счет гидроаэродинамических режимов и условий инжектирования двухфазных потоков величина межфазной массообменной поверхности в расплаве может быть увеличена на 40 – 50 %. Обоснованы условия вдувания магния в расплав через многосопловые фурмы с обеспечением лучшего его усвоения и увеличения интенсивности подачи магния в расплав.

Ключевые слова: магний, чугун, десульфурация, инжектирование, погружаемые фурмы.

# THE RELATIONSHIP OF INTERPHASE INNER SURFACE WITH THE PARAMETERS OF THE ISSUED STREAMS IN LADLE REFINING OF IRON

*Abstract.* Justified by the basic conditions of dispersion and division of injected two-phase flows in magnesium iron melts. It is shown that due to hydroaero modes and conditions of two-phase flow injection quantity of the interphase mass transfer surface of the melt can be increased by 40 – 50 %. Substantiates injection of magnesium in hot metal a lance with a lot of nozzles providing a better learning and increase its flow rate of magnesium in the melt.

Keywords: magnesium, iron, desulphurization, injection, immersion lance.

Практически все процессы инжекционного ковшового рафинирования железоуглеродистых расплавов связаны с созданием в жидкой ванне развитой и активной тепло- и массообменной зоны, в объеме которой образуются и всплывают пузыри, а также различного типоразмера газовые полости, содержащие инжектирующий газ и частицы рафинирующего реагента. На поверхности этих газовых полостей и в приграничной зоне расплава протекает комплекс физико-химических процессов, обеспечивающих его рафинирование. Поэтому создание наиболее развитой реакционной поверхности способствует увеличению степени усвоения вдуваемых реагентов и скорости их взаимодействия с расплавом, что в свою очередь приводит к возможности увеличения интенсивности вдувания реагентов и сокращения продолжительности цикла операции рафинирования чугуна при обеспечении высокой степени усвоения вводимых веществ.

Одним из весьма перспективных путей увеличения тепло- и массообменной поверхности в расплаве является максимальное рассредоточение и диспергирование вдуваемых двухфазных потоков. Особенно это актуально при внепечной десульфурации чугуна с использованием магнийсодержащих реагентов, так как увеличение интенсивности ввода магния при обеспечении высокой степени его усвоения позволяет реализовать рациональный процесс рафинирования нового научнотехнического уровня с широкими технологическими возможностями.

Наиболее распространенными в настоящее время процессами внепечной обработки чугуна являются технологические процессы вдувания зернистого (гранулированного) магния без разубоживающих добавок, а также продувка чугуна смесями на основе порошкового (или зернистого) магния и высококачественной молотой извести [1-3]. При вдувании порошковых магнийсодержащих смесей диспергирование двухфазного потока пытаются осуществить вдуванием через двухсопловые (Т-образные) или другого типа многосопловые фурмы [2]. Однако этот опыт нельзя признать удовлетворительным, так как фурмы на выходе закупориваются и «забиваются», они неуправляемо превращаются в односопловые, а неудовлетворительное и ненадежное дробление двухфазного потока ограничивает практическую интенсивность вдувания магния пределами 9-12 кг/мин. Приведенные отрицательные результаты вдувания магния, входящие в состав порошковых смесей, через многосопловые фурмы обусловлены нерациональностью параметров вдуваемых двухфазных порошкосодержащих потоков, их пульсацией и нестабильностью течений, а также другими параметрами инжектирования.

При анализе изложенной ситуации авторы настоящей работы и сотрудники Института черной металлургии (ИЧМ) пришли к выводу, что основной причиной ограничения интенсивности ввода магния в расплав является неудовлетворительное распределение вдуваемых магнийсодержащих порошков в тепло- и массообменной зонах, что сопровождается весьма локализованным парообразованием магния с последующим повышением бурности процесса обработки чугуна. Для устранения указанных недостатков (для повышения интенсивности ввода магния) американская фирма ESM была вынуждена реализовать [2, 4] вдувание магний-известковых порошковых смесей двумя независимыми инжекционными системами через две фурмы (рис. 1, *a*). Основные параметры этой инжекционной обработки следующие: система вдувания – две установки (на 1 ковш); содержание магния в смеси до 25 %; интенсивность вдувания магния 14 - 24 кг/мин; продолжительность операции вдувания 6 - 13 мин; расход вдуваемого азота  $120 - 160 \text{ м}^3/\text{ч}$ ; степень усвоения магния 30 - 40 %.

Анализ промышленного применения приведенного технического решения показал следующие его недостатки: высокие капитальные и эксплуатационные затраты; ограниченность в возможности применения; невысокая степень усвоения реагентов; значительная себестоимость обработки чугуна.



Рис. 1. Принципиальная схема рассредоточенного вдувания смеси магния с известью при помощи одновременной подачи реагентов через две индивидуальные инжекционные установки (a) и намеченное общее принципиальное решение обеспечения диспергированного вдувания зернистого или гранулированного магния в ковши с жидким чугуном при повышенной интенсивности полачи магния (d)

С учетом изложенного ИЧМ НАН Украины был предложен новый подход, а также сформулирована концепция в решении задач интенсификации процесса ввода магния в ковш с жидким чугуном. Основные составляющие этой концепции включают следующие положения:

 – рассредоточение частиц магния равномерно по сечению канала в период подготовки двухфазного потока к вдуванию;

- исключение пульсаций в магниепроводе;

 подготовка и деление единого потока перед истечением из фурмы на несколько равных;

применение магния без пылевидных фракций и добавок;

 максимальное рассредоточение и диспергирование вдуваемого двухфазного потока в зоне истечения его в расплав и в прифурменной зоне.

Реализация процесса в основе включала специальные режимы дозирования магния, применение зернистого (0,4-1,6 мм) магния, специальные режимы разгона потока и подготовки к вдуванию, специальные условия деления потока и вдувание его в расплав через погружаемую фурму с многосопловым оголовком (рис. 1,  $\delta$ ).

Отработку режимов и условий вдувания магния осуществляли на холодных физических и опытных моделях, в том числе на лабораторной установке с киносъемкой, замером процессов и параметров вдувания, барботирования жидкой ванны (рис. 2), а также последующей компьютерной обработкой материалов исследований [5].

При изучении на лабораторной и опытно-промышленной установке инжекционной подачи магния было установлено, что при скорости потока выше расчетной (для устойчивого вдувания) частицы магния равномерно распределяются по сечению канала, что создает благоприятные предпосылки для деления потока на несколько равноценных. При концентрации магния около 8 кг/м<sup>3</sup> (или около 30 кг/м<sup>3</sup>) и скорости потока более 90 м/с практически не наблюдается пульсаций потока, а по своим свойствам двухфазный поток азота с зернистым магнием приближается к газовому потоку, способному делиться на несколько.

При вдувании потока в жидкую ванну в зоне истечения и в прифурменой зоне ванны образуется тепло- и массообменная барботирующая зона. Выполненные замеры (при варьировании расхода газа, диаметра сопла и угла истечения струи в ванну) показали, что при прочих равных условиях величина суммарной поверхности газовых полостей в ванне зависит от угла α отклонения вдуваемого потока от вертикальной оси (рис. 3). Наиболее высокие значения условной поверхности создаются при вдувании потока под углом 45°. Эта закономерность установлена при продувках одноканальной фурмой.

При вдувании потока через двухсопловую фурму условная межфазная поверхность  $\Pi_r$ , так же как при продувках через одноканальную фурму увеличивается с повышением расхода инжектирующего газа (рис. 4), но в большей степени, чем при одноканальной фурме, что обусловлено бо́льшими абсолютными значениями поверхности образующейся парогазовой среды при использовании двухсопловой фурмы. Последний факт свидетельствует о том, что в случае использования многосопловой (в частности двухсопловой) фурмы при всех прочих равных условиях и расходах (объеме)  $V_r$  вдувания газа происходит бо́льшее диспергирование



Рис. 2. Схема лабораторной установки для холодного моделирования процесса вдувания газовых и двухфазных потоков в жидкую ванну: *I* – прозрачная модель заливочного ковша; *2* – светорассеивающий экран; *3* – система подсветки; *4* – дозирующее устройство для твердой фазы; *5* – фурменное устройство; *6* – блок управляемой подачи сжатого газа; *7* – персональный компьютер для обработки видеоматериала; *8* – цифровая видеокамера



Рис. 3. Изменение условной поверхности газовых полостей в жидкой ванне при различных углах отклонения канала односопловой фурмы (в оголовке) от вертикальной оси при V<sub>г</sub> = 1,3 м<sup>3</sup>/ч. Цифры у линий – диаметр канала, мм:
 О, ◇, △, ● – фактические значения П<sub>г</sub> при различных параметрах;

□ – средние значения П<sub>г</sub> по серии экспериментов

парогазовой фазы, что сопровождается увеличением условной поверхности в ванне на  $35 - 45 \text{ м}^{-1}$  или, судя по изменению фактических значений условной поверхности (рис. 4) – на 40 – 50 %. Следовательно, вдувание парогазовых сред в жидкую ванну через многосопловые фурмы способствует бо́льшему диспергированию и дроблению газовой фазы с образованием более развитой (на 40 – 50 %) межфазной поверхности.

В случае вдувания зернистого магния через многосопловую фурму процесс сопровождается образованием в жидкой ванне на 40 – 50 % более развитой поверхности, что способствует ускорению тепло- и массообменных процессов между жидким чугуном и парообразной магний-газовой средой. Изложенное является благоприятной предпосылкой для повышения эффективности усвоения магния и увеличения интенсивности его вдувания при использовании многосопловых фурм.

Сопоставление величин суммарной условной поверхности газовых полостей в жидкой ванне (рис. 5) подтверждает, что абсолютные значения  $\Pi_r$  при двухсопловой фурме в среднем на 40 м<sup>-1</sup> или на 45 – 50 % больше чем при односопловой фурме. На двухсопловой фурме так же как и на одноканальной бо́льшее диспергирование достигается при угле отгиба сопел на 45 – 60° от вертикальной оси.

Таким образом, экспериментально показано, что при прочих равных условиях вдувание двухфазных потоков через многосопловую (в частности, через двухсопловую) фурму сопровождается бо́льшим диспергированием парогазовой среды с образованием более развитой тепло- и массообменной поверхности в рафинируемой ванне. Последнее является научной основой для организации процесса вдувания диспергированного магния через многосопловые фурмы, которые должны обеспе-



Рис. 4. Зависимость условной межфазной поверхности пузырей газа в ванне от значений V<sub>r</sub> при вдувании через двухсопловую фурму с диаметром сопел 1,0 мм (—) и эквивалентную ей односопловую фурму с диаметром канала 1,4 мм (---), α = 45°

чивать более высокое усвоение магния и увеличение интенсивности его вдувания в ковши с жидким чугуном.

На основании проведенных исследований сформулированы исходные данные для промышленной технологии и конструкции погружаемых двухсопловых фурм вдувания зернистого магния в ковши с жидким чугуном.

**Выводы.** Исследованиями на холодных физических моделях показано, что в случае вдувания зернистого



Рис. 5. Изменение условной межфазной поверхности газовых полостей в жидкой (вода) ванне при варьировании угла отклонения канала сопел фурмы от вертикальной оси при  $V_r = 1,3 \text{ м}^{3/4}$  и диаметре каналов фурм 1,4 – 2,0 мм:

— и --- вдувание односопловой и двухсопловой погружаемыми фурмами магния имеются условия и предпосылки для диспергирования и деления двухфазных магнийсодержащих потоков на несколько равных с последующим диспергированием их в жидкой ванне после истечения из канала фурмы. Этот процесс сопровождается увеличением межфазной поверхности на 40-50 %, образующейся в ванне, что в случае вдувания зернистого магния определяет благоприятные предпосылки для увеличения степени его усвоения и возможности увеличения интенсивности ввода этого вещества в жидкий чугун. Реализация рекомендуемого процесса включает вдувание зернистого магния через двухсопловые и многосопловые погружаемые фурмы с отклонением сопел на выходе на 45 - 60° от вертикальной оси. По результатам исследований на моделях сформированы исходные условия для технологии и устройств вдувания магния в чугун через многосопловые фурмы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Шевченко А.Ф., Большаков В.И., Башмаков А.М. Технология и оборудование десульфурации чугуна магнием в большегрузных ковшах. – Киев: Наукова думка, 2011. – 207 с.
- Сб. докладов. Галати IX Международного симпозиума по десульфурации чугуна и стали. – Румыния: Изд-во «ALMAMET» (Германия), 2006. – 91 с.
- Большаков В.И., Шевченко А.Ф., Лю Дун Ие идр. // Сталь. 2009. № 4. С. 13 – 20.
- Степанов А.А., Ламухин А.М., Зинченко С.Д. и др. – В кн: Сб. докладов VII Международного симпозиума по десульфурации чугуна и стали. – Нижний Тагил: Изд-во «ALMAMET» (Германия), 2004. С. 83 – 87.
- Рузова Т.А., Толстопят А.П., Шевченко А.Ф. и др. // Науковий вісник НГУ. Енергетика та автоматизація виробничих процесів. 2007. № 12. С. 91 – 99.

© 2013 г. *А.Ф. Шевченко, И.А. Маначин* Поступила 27 марта 2012 г.

УДК 621.771

#### В.Н. Перетятько, А.С. Климов, М.В. Филиппова

#### Сибирский государственный индустриальный университет

# КАЛИБРОВКА ВАЛКОВ ШАРОПРОКАТНОГО СТАНА. СООБЩЕНИЕ 2

Аннотация. При прокатке шаров на шаропрокатном стане деформация металла производится в валках с винтовыми калибрами. Ввиду такого характера прокатки очаг деформации можно разделить на формирующий участок, где происходит захват заготовки, ее обжатие и формирование шара, и отделочный участок, где происходит обкатка шара, получение конечных размеров и удаление перемычки. Для нормального процесса прокатки осуществляется калибровка формующего участка прокатных валков. В работе приведен расчет калибровки валков для прокатки шара диам. 125 мм. Приведены исходные данные для калибровки шаропрокатного стана.

Ключевые слова: шаропрокатный стан, калибровка валков, очаг деформации.

# **ROLL PASS DESIGN OF A BALL-ROLLING MILL. PART 2**

Abstract. In making balls for ball mils the metal is deformed in rolling balls in rolls with helical pass grooves. Insofar as the character of the deformation is concerned, the pass can be divided into the forming section, where the rolls bite the billet and reduce it gradually into the ball shape, and the finishing section where the ball is rolled to the final size and severed from the rest of the billet. A normal process of rolling is provided for by designing the forming section of the pass groove. In the article outcomes calculation roll pass design for rolling of balls. Calculation is made for roiling of ball of 125 mm. Initial data for ball-rolling mill design are given.

Keywords: rolling of balls, roll pass, deformation zone.

В предыдущей работе приведены исходные данные для калибровки и рассчитаны предварительные размеры калибров. В настоящем исследовании продолжено изложение методики калибровки валков шаропрокатного стана для прокатки шара диам. 125 мм. Для этого определяем основной шаг  $T_{\rm occl}$  нарезки реборды:

$$\frac{T_{\rm och}}{Z} = 2C_{\rm orp} + a_{\rm orp}, \qquad (1)$$

где Z – число заходов реборды валка (для однозаходной калибровки Z = 1);  $C_{orp}$  – ширина сферического участка

калибра перед отрезкой;  $a_{\rm orp}$  – ширина реборды перед отрезкой.

Для калибровки шара диам. 125 мм имеем общую длину калибра  $\alpha_{orp} = 1260^{\circ}$ , длину формирующего участ-ка  $\alpha_{\phi} = 540^{\circ}$  и отделочного участка  $\alpha_{org} = 720^{\circ}$ , радиус калибра  $R_{\kappa} = 62,6$  мм,  $a_{orp} = 11,4$  мм,  $C_{orp} = C_{\alpha} = 810^{\circ} = 61,41$  мм. В результате находим  $T_{och} = 2.61,41 + 11,4 = 134,22$  мм.

Нарезка калибров в нашем случае производится на токарно-винторезном станке модели 165 (или модели РТ 911Ф). Расчетный основной шаг нарезки реборды невозможно получить на таком станке, поэтому мето-

дом подбора шестерен гитары станка найдем максимально приближенное значение основного шага. Настраиваем станок на метрический шаг 60, сменные шестерни 114:76 и получаем шаг 135 мм.

Из уравнения (1) рассчитываем ширину реборды на отделочном участке:  $a_{\text{отд}} = T_{\text{осн}} - 2C_{a=720^{\circ}}$ . Для каждого угла задаемся шириной реборды на

Для каждого угла задаемся шириной реборды на формовочном участке. Согласно рекомендациям работы [1], для определения ширины реборды калибра используем кривую, имеющую минимум. Поэтому при обжатии формуемой заготовки ширина реборды вначале должна уменьшаться с начального значения  $a_{\rm нач}$ до минимального  $a_{\rm min}$ , а затем постепенно увеличиваться до  $a_{\rm отд}$ . Принимаем  $a_{\rm нач} = 7,2$  мм,  $a_{\rm min} = 3,8$  мм и  $a_{\rm отд} = 9,96$  мм.

На рис. 1, *а* приведены объемы металла, которые необходимы для заполнения калибра. Согласно этому рисунку, рассчитываем заполнение калибра металлом.

Определяем объем металла в сферической части калибра:

$$V_{C_{\alpha}} = \pi C_{\alpha} \left( R_{\kappa}^2 - \frac{C_{\alpha}^2}{3} \right).$$
 (2)

Рассчитываем объем металла в перемычках:

$$V_{a_{\alpha}} = \pi r_{\alpha}^2 a_{\alpha}.$$
 (3)

Находим объем шара с перемычками:

$$V_{\rm m} = \frac{4}{3} \pi R_{\kappa}^3 + \pi r_{\alpha}^2 a_{\alpha}. \tag{4}$$

Зная значения объема металла в перемычках и сферических частях калибра, можем определить объем металла в цилиндрической части калибра:

$$V_{\rm S} = V_{\rm m} - \Sigma V^{\alpha}_{\alpha-360}, \tag{5}$$

 $\Sigma V_{\alpha-360}^{\alpha} = \frac{V_{a_{\alpha}}}{2} + V_{C_{\alpha}} + \frac{V_{a_{\alpha}-360}}{2} + V_{C_{\alpha}-360}.$  (6)

Расчетные данные на предварительном этапе калибровки приведены в таблице.

На основном этапе расчета проверяем принятую ширину реборды  $b_{\alpha}$  для каждого угла  $\alpha$  по условию соответствия вытяжке:

$$b_{\alpha} = \frac{V_{\alpha+90} - 2\left(V_{C_{\alpha}} - V_{C_{\alpha}+90}\right)}{\pi r_{\alpha}^{2}}.$$
 (7)

Ниже приведены расчетные данные на основном этапе калибровки:

| α°   | $b_{\alpha}^{}$ , мм | $S_{\alpha}$ , мм | $a_{\alpha}$ , MM | $t_{\alpha}$ , MM |
|------|----------------------|-------------------|-------------------|-------------------|
| 1260 | _                    | _                 | 7,2               | 21,56             |
| 1170 | -25,92               | _                 | 6,0               | 68,04             |
| 1080 | -13,62               | _                 | 4,8               | 90,36             |
| 990  | -8,32                | _                 | 3,8               | 108,88            |
| 900  | -4,73                | 15,04             | 1,34              | 96,64             |
| 810  | 3,24                 | 5,45              | 5,91              | 120,88            |
| 720  | _                    | 1,95              | 7,22              | 129,32            |
| 630  | _                    | 0,50              | 8,64              | 133,00            |
| 540  | _                    | 0                 | 9,14              | _                 |

Параметр  $b_{\alpha}$  на заходе формовочного участка имеет отрицательное значение, так как перемычка еще не сформировалась, но по мере вытяжки ширина перемычки приобретает положительное значение. До момента отрезки перемычки ее ширина должна быть меньше ширины реборды во избежание переполнения и плены. Исходя из этого условия производится перерасчет ширины реборды и объемов металла на участках калибра.

Находим ширину цилиндрического участка калибра:

$$S_{\alpha} = \frac{V_{S_{\alpha}}}{\pi R_{\kappa}^2}.$$
 (8)



Рис. 1. Заполнение металлом калибра (а) и перемычки (б)

где

| α°   | $h_{\alpha}$ , мм | $r_{\alpha}$ , MM | $rac{C_{lpha},\mathrm{mm}}{V_{C_{lpha}},\mathrm{mm}^3}$ | $\frac{a_{\alpha}, \text{mm}}{V_{a_{\alpha}}, \text{mm}^3}$ | $\Sigma V^{\alpha}_{\alpha-360}$ , mm <sup>3</sup> | $V_{S_{\alpha}}$ , mm <sup>3</sup> |
|------|-------------------|-------------------|--|---|--|------------------------------------|
| 1260 | 5,20              | 57,40             | $\frac{24,98}{291\ 209,24}$                              | $\frac{7,2}{74525,7}$                                       | 842 724,3  | -                                  |
| 1170 | 14,25             | 48,35             | $\frac{39,76}{423669,73}$                                | $\frac{6,0}{44065,0}$                                       | 960 787,6  | -                                  |
| 1080 | 23,30             | 39,30             | $\frac{48,73}{478745,88}$                                | $\frac{4,8}{23290,4}$                                       | 1 004 313,0  | _                                  |
| 990  | 32,35             | 30,25             | 54,81<br>502 345,91                                      | $\frac{3,8}{10924,1}$                                       | 1 021 729,9  | _                                  |
| 900  | 41,40             | 21,20             | 58,90<br>511 145,95                                      | $\frac{4,4}{6212,6}$  | 1 028 174,2  | 185 190,30                         |
| 810  | 50,45             | 12,15             | $\frac{61,41}{513508,50}$                                | $\frac{7,0}{3246,4}$  | 1 029 007,3  | 67 127,06                          |
| 720  | 59,50             | 3,10              | <u>62,52</u><br><u>513 783,97</u>                        | $\frac{9,96}{300,7}$  | 1 027 843,9  | 23 601,64                          |
| 630  | 59,50             | 3,10              | _  | _   | _  | 6184,75                            |
| 540  | 59,50             | 3,10              | —  | _   | -  | 0                                  |

Расчетные данные калибровки

Определяем ширину реборды по формуле

$$a_{\alpha} = T_{\rm och} - 2C_{\alpha} - S_{\alpha}. \tag{9}$$

Принимаем окончательные значения ширины реборды (см. расчетные данные на основном этапе калибровки).

Определяем шаги нарезки калибра в промежутке от  $\alpha_{org-90}$  до  $\alpha_{ofm}$ :

$$t_{\alpha} = T_{\rm och} - \frac{360}{\Delta\alpha} \left( S_{\alpha+90} - S_{\alpha} \right). \tag{10}$$

Если один из шагов больше предыдущего, то оба шага принимаем равными их среднему арифметическому значению.

Подбираем шаги токарного станка для нарезки калибров. Для примера рассмотрим прокатку шара диам. 125 мм:

 $-t_{630} = 133$  мм, метрический шаг 56, сменные шестерни 114:72;

 $-t_{720} = 130,26$  мм, метрический шаг 60, сменные шестерни 110:76;

 $-t_{810} = 120$  мм, метрический шаг 120, сменные шестерни 76:114;

 $-t_{900} = t_{990} = 102,5$  мм, метрический шаг 40, сменные шестерни 123:72;

 $-t_{1080} = 90$  мм, метрический шаг 40, сменные шестерни 114:76;

 $-t_{1170} = 67,5$  мм, метрический шаг 30, сменные шестерни 114:76;

 $-t_{1260} = 21,6$  мм, метрический шаг 22, сменные шестерни 72:110.

Расчетные данные на основном этапе калибровки валков после корректировки представлены ниже:

| α°   | $rac{S_{lpha}, \ \mathrm{mm}}{V_{S_{lpha}}, \ \mathrm{mm}^3}$ | $\frac{a_{\alpha}, \text{mm}}{V_{a_{\alpha}}, \text{mm}^3}$ | $V^{\alpha}_{\alpha-360}$ , mm <sup>3</sup> |
|------|--|---|---|
| 1260 | $\frac{78,17}{962362,41}$                                      | 6,87<br>71109,95  | 840 479,93                                  |
| 1170 | <u>49,82</u><br>613 341,37                                     | $\frac{6,00}{44065,03}$                                     | 960 770,18                                  |
| 1080 | $\frac{32,94}{405529,20}$                                      | $\frac{4,60}{22319,93}$                                     | 1 003 814,74                                |
| 990  | $\frac{21,09}{267\ 028,79}$                                    | $\frac{3,69}{10\ 607,84}$                                   | 1 021 576,60                                |
| 900  | $\frac{13,56}{166\ 939,16}$                                    | $\frac{3,64}{5139,52}$                                      | 1 027 650,03                                |
| 810  | $\frac{5,44}{66\ 911,09}$                                      | $\frac{6,74}{3118,85}$                                      | 1 029 002,25                                |
| 720  | $\frac{1,68}{20744,28}$  | $\frac{8,27}{249,83}$                                       | 1 027 843,21                                |
| 630  | $\frac{0,50}{6155,57}$   | $\frac{9,46}{285,60}$                                       | _   |
| 540  | -  | $\frac{9,96}{300,70}$                                       | _   |

Корректировку калибровки прокатных валков проводим на последнем этапе.

Для этого вычисляем ширину цилиндрического участка калибра исходя из полученных значений шагов на углах от  $\alpha_{\text{огд}-90}$  до  $\alpha_{\text{общ}}$ :

$$S_{\alpha} = \frac{\left(T_{\text{och}} - t_{\alpha}\right)}{4} + S_{\alpha - \Delta \alpha}.$$
 (11)

Согласно рис. 1, б, уточняем ширину реборды:

$$a_{\alpha} = T_{\text{och}} - 2C_{\alpha} - S_{\alpha}. \tag{12}$$

Уточняем объем металла в перемычках и в цилиндрической части:

$$V_{\alpha} = \pi r_{\alpha}^2 a_{\alpha},$$

$$V_{S_{\alpha}} = \pi R_{\kappa}^2 S_{\alpha}.$$
(13)

Проверяем заполнение калибров:

$$\Sigma V^{\alpha}_{\alpha-360} = \frac{V_{a_{\alpha}}}{2} + V_{C_{\alpha}} + \frac{V_{a_{\alpha-360}}}{2} + V_{C_{\alpha-360}}.$$

Заполнение калибра по мере прокатки должно приближаться к полному объему шара [2].

По окончательным результатам строим график изменения высоты реборды  $h_{\alpha}$  (рис. 2) и график подрезки реборды (рис. 3).



Рис. 2. График изменения высоты реборды



Рис. 3. График подрезки реборды

Результаты расчета калибровки для прокатки шара диам. 125 мм внедрены в производство на Гурьевском металлургическом заводе [3].

**Выводы.** Приведена состоящая из нескольких этапов методика калибровки валков шаропрокатного стана для прокатки шаровой заготовки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Специальные прокатные станы/ А.И. Целиков, М.В. Барбарин, М.В. Васильчиков и др. – М.: Металлургия, 1971. – 336 с.

УДК 669.162.16:622.333

- Перетятько В.Н., Климов А.С., Филиппова М.В., Федоров А.А. – В кн.: Металлургия, технология, управление, инновации, качество. Сб. науч. тр. СибГИУ. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2010. С. 258 – 265.
- Климов А.С., Филиппова М.В., Перетятько В.Н. – В кн.: Металлургия, технология, управление, инновации, качество. Сб. науч. тр. СибГИУ. – Новокузнецк:, изд. СибГИУ, 2010. С. 255 – 257.

© 2013 г. В.Н. Перетятько, А.С. Климов, М.В. Филиппова Поступила 3 декабря 2012 г.

### В.А. Долинский<sup>1</sup>, Л.Д. Никитин<sup>2</sup>, Л.В. Портнов<sup>2</sup>, С.Ф. Бугаев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет <sup>2</sup> ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КУСКОВОГО КАМЕННОГО УГЛЯ ДЛЯ ЧАСТИЧНОЙ ЗАМЕНЫ КОКСА ПРИ ВЫПЛАВКЕ ЧУГУНА

- Аннотация. Разработан и внедрен новый способ загрузки кусковых углей через колошник, позволивший сформировать достаточно рациональный профиль слоя шихты, обеспечить ровный форсированный ход доменной печи полезным объемом 3000 м<sup>3</sup>. Применение в шихте кускового угля для частичной замены кокса в количестве до 15 % способствовало снижению фактических и приведенных расчетных значений расхода кокса на 4,4 7,5 и 2,8 9,7 % соответственно, увеличению производительности на 4,1 3,8 и 4,4 7,5 % при сохранении качества выплавляемого чугуна.
- *Ключевые слова*: доменная печь, кусковый уголь, способ загрузки, рациональный профиль слоя шихты, форсированный ход доменной печи, производительность печи, расход кокса.

# USAGE OF LUMP COAL FOR THE PARTIAL REPLACEMENT OF COKE IN CAST IRON MELTING

*Abstract.* The new method of lump coal charging through the throat is developed and implemented, it allows to form rational profile of the charge layer and ensure smooth forced progress of blast furnace with working volume of 3000 m<sup>3</sup>. Use of lump coal in the charge for partial replacement of coke up to 15 % contributed to reduction of actual and estimated values of coke consumption by 4,4 – 7,5 and 2,8 – 9,7 %, respectively, and increased productivity by 4,1 – 3,8 and 4,4 – 7,5 %, while maintaining the quality of cast iron.

Keywords: blast furnace, lump coal, loading method, rational profile of the charge layer, forced progress of blast furnace, furnace productivity, coke rate.

При имеющемся дефиците доменного кокса существует необходимость поиска направлений для снижения его расхода при выплавке чугуна.

Попытки частичной замены кокса антрацитом [1-3] и другими кусковыми углями [4-10] предпринимались давно, в основном на доменных печах объемом не более 1100 м<sup>3</sup> [9]. Опыт использования кускового угля давал противоречивые результаты. Так, совместное его применение с коксом в количестве до 15 – 20 % и шихтой, состоящей из неподготовленных руд, характеризовалось значительным снижением (от 5,1 до 14,5 %) производительности доменной печи, ухудшением газопроницаемости шихты, значительными колебаниями теплового состояния и загромождением горна, осложнениями при отработке продуктов плавки [7]. Результаты опытно-промышленных плавок, проведенных на доменной печи полезным объемом 1100 м<sup>3</sup> при введении в шихту до 12 % кускового каменного угля, указывали на

сохранение основных технико-экономических показателей [6]. В работе [4] отмечено, что при использовании кускового угля в количестве 5 – 10 % при его средней массовой доле в шихте 7 % расход кокса уменьшался на ту же величину (7,0 %), а производительность печи увеличивалась на 4,5 %. Коэффициент замены кокса углем с учетом улучшения технологических параметров плавки составил 1,04 кг/кг.

Анализ данных промышленных доменных плавок с применением кускового угля при его загрузке через колошник и теоретические расчеты свидетельствуют о том, что максимальный расход угля может достигать 15 - 17 % от расхода кокса и зависит как от свойств угля, так и от качества кокса. Технология доменной плавки с максимальным расходом угля еще не освоена и, как показывают расчеты, может иметь несколько худшие показатели (более низкие коэффициент замены кокса углем и технико-экономические показатели)

в сравнении с отработанной. Поэтому разработка технологического режима выплавки чугуна при загрузке кусковых углей через колошник на доменных печах большого объема (3000 м<sup>3</sup>) представляет интерес для технологов-доменщиков.

На доменных печах ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» были испытаны кусковые угли Краснобродского, Междуреченского и Красногорского разрезов, имеющие достаточно низкое содержание золы (5 – 15 %), летучих веществ (5 – 13 %) и высокую термическую стойкость (67 – 88 %). Характеристика кусковых углей приведена ниже:

| Показатели                         | Значение    |
|------------------------------------|-------------|
| Показатель                         | показателя  |
| Крупность угля (мм) по классам, %: |             |
| более 150                          | 0 - 1,5     |
| 150 – 100                          | 0,30 - 0,68 |
| 100 – 50                           | 26,3-45,2   |
| 50 – 25                            | 24,1-38,3   |
| 25 – 0                             | 20,3 - 32,1 |
| Содержание породы в общей пробе, % | 1,2-21,8    |
| Содержание в угле, %:              |             |
| золы                               | 6,0-25,1    |
| серы                               | 0,22 – 0,29 |
| летучих веществ                    | 14,1 - 20,2 |
| Термическая стойкость, %           | 69,7 - 82,0 |
| Прочность (М <sub>25</sub> ), %    | 90,1 - 96,1 |
| Реакционная способность (CRI), %   | 28,2 - 31,0 |
| Прочность (CSR), %                 | 30,2 - 39,5 |
|                                    |             |

Из представленных данных следует, что угли характеризовались повышенным содержанием мелкой (25 – 0 мм) фракции (до 32,1 %) и пустой породы (до 21,8 %). Показатели механической прочности ( $M_{25}$ ) и термической стойкости находились на достаточно высоком уровне: соответственно 90,1 – 96,1 % и 69,7 – 82,0 %; прочность после реакции восстановления (CSR) была недостаточной: 30,2 – 39,5, %. По химическому составу зола углей имела более низкое в сравнении с золой кокса содержание глинозема (19 – 22 %) и кремнезема (25 – 29 %), высокое содержание извести (18 – 21 %), значительную основность (0,75 – 0,76).

Кусковый уголь в печь загружали отдельными скипами по циклу, обеспечивающему его рациональное распределение на поверхности колошника. Загрузку производили при достаточном тепловом состоянии горна печи и отсутствии признаков его загромождения. При этом контролировали массовое соотношение угля и кокса в цикле загрузки, правильность забора угля, показатели качества угля и кокса, а также содержание углерода в колошниковой пыли. Выгрузку угля в определенные газодинамические зоны осуществляли с учетом физико-механических свойств угля и кокса (их термической стойкости и реакционной способности), дальнейшим определением потенциала образования мелких фракций в топливной части шихты и максимального расхода угля по расчетному соотношению [11].

При усилении газодинамической напряженности, повышении содержания углерода в колошниковой пыли против обычного уровня (около 20 %) производили оперативную проверку качества угля и кокса. При необходимости загрузку угля в доменную печь прекращали.

Промышленные испытания технологии доменной плавки с использованием углей были проведены в несколько этапов, с увеличением расхода угля до 15 % от расхода кокса. Для определения влияния кусковых углей на показатели процесса доменной плавки были выбраны периоды работы печи полезным объемом 3000 м<sup>3</sup>: I - до начала использования углей и II, III - после. Поскольку в опытных периодах изменился ряд факторов и условий, оказывающих непосредственное влияние на расход кокса и производительность печи, условия работы привели к сопоставимым (см. таблицу).

В исследуемые периоды в железорудной части шихты применяли агломерат производства комбината (70 – 95 %), окатыши (5 – 15 %) и руду (2 – 3 %). Для улучшения дренажной способности горна загружали промывочные материалы (окалину, сварочную смесь) в количестве до 10 кг/т чугуна.

Степень форсирования хода процесса доменной плавки определялась в зависимости от потребности чугуна на рынке металлопроката.

Установлено, что газодинамический режим процесса плавки значительных изменений не претерпел. Диаграммы газораспределения (см. рисунок) характеризовались достаточно подгруженной периферийной зоной (содержание диоксида углерода от 16,5 до 21,1 %) и умеренно разгруженной центральной зоной (10,3 - 14,5 % CO<sub>2</sub>). Газовый поток, оцениваемый по температуре периферийных газов, был достаточно стабильным, пределы колебаний температур не превышали 220 – 240 °C.

В процессе исследований установлено, что при увеличении в угле содержания мелкой (25 - 0 мм) и крупной (более 150 мм) фракций, количества летучих веществ свыше 15 - 20%, снижении термической стой-кости менее 80 - 78% имели место случаи усиления газодинамической напряженности работы доменной печи. Это объясняется интенсивным разрушением угля с образованием пыли (вследствие недостаточной его термической стойкости и высокого содержания летучих веществ) при его нагреве до температуры 250 - 350 °C. Пыль забивала пустоты между более крупными кусками железорудной части шихты и кокса, резко ухудшала газопроницаемость столба шихтовых материалов и усиливала вероятность загромождения горна печи.

Тепловое состояние процесса доменной плавки определялось параметрами шлакового и дутьевого режимов, режимом загрузки на заданном уровне, обеспечивающими баланс тепла и температурный потенциал

|   | Значение показателей по периодам |       |       |  |  |
|---|----------------------------------|-------|-------|--|--|
| Показатель                                      | Ι                                | II    | III   |  |  |
| Продолжительность периода, сут.                 | 30                               | 24    | 11    |  |  |
| Расход угля, кг/т                               | 0                                | 17,4  | 64,1  |  |  |
| Расход кокса, кг/т:                             |                                  |       |       |  |  |
| фактический                                     | 459,4                            | 439,2 | 424,8 |  |  |
| приведенный                                     | _                                | 446,6 | 414,8 |  |  |
| Коэффициент замены кокса углем, кг/кг           | _                                | 0,73  | 0,70  |  |  |
| Производительность т/сут:                       |                                  |       |       |  |  |
| фактическая                                     | 6118                             | 6368  | 6353  |  |  |
| приведенная                                     | _                                | 6266  | 6341  |  |  |
| Содержание в коксе золы, %                      | 10,64                            | 10,90 | 11,30 |  |  |
| Прочность по М <sub>10</sub> , %                | 7,7                              | 7,7   | 7,9   |  |  |
| Содержание железа в шихте, %                    | 54,67                            | 54,24 | 54,26 |  |  |
| Рудная нагрузка, т/т                            | 3,84                             | 4,05  | 4,04  |  |  |
| Содержание фракции 5 – 0 мм, %                  | 11,1                             | 11,2  | 11,5  |  |  |
| Расход дутья, м <sup>3</sup> /мин               | 5036                             | 5060  | 5059  |  |  |
| Содержание кислорода в дутье, %                 | 25,8                             | 27,5  | 28,1  |  |  |
| Температура дутья, °С                           | 1178                             | 1185  | 1179  |  |  |
| Расход природного газа, м <sup>3</sup> /т       | 78,8                             | 96,4  | 88,8  |  |  |
| Давление под колошником, м <sup>3</sup> /т      | 0,162                            | 0,165 | 0,163 |  |  |
| Общий перепад давлений, м <sup>3</sup> /т       | 0,171                            | 0,176 | 0,175 |  |  |
| Температура колошникового газа, °С              | 137                              | 129   | 130   |  |  |
| Степень использования СО, %                     | 45,46                            | 45,63 | 45,61 |  |  |
| Содержание в чугуне, %:                         |                                  |       |       |  |  |
| кремния   | 0,49                             | 0,44  | 0,49  |  |  |
| марганца  | 0,48                             | 0,45  | 0,48  |  |  |
| фосфора   | 0,14                             | 0,13  | 0,14  |  |  |
| серы  | 0,020                            | 0,019 | 0,020 |  |  |
| Содержание в шлаке, %:                          |                                  |       |       |  |  |
| извести   | 38,21                            | 38,41 | 38,40 |  |  |
| магнезии  | 9,01                             | 9,56  | 10,01 |  |  |
| глинозема                                       | 12,86                            | 12,95 | 13,02 |  |  |
| Соотношение AI <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /MgO | 1,43                             | 1,36  | 1,30  |  |  |
| Выполнение графика выпусков, ед.                | 99,4                             | 98,9  | 98,1  |  |  |
| Простои к номинальному времени, ед.             | 0,68                             | 1,97  | 2,20  |  |  |

#### Основные показатели работы печи в исследуемые периоды

в доменной печи, ход тепло - и массообменных, восстановительных процессов и условий формирования продуктов плавки. Оценка термодинамических условий в доменной печи осуществлялась расчетом текущих расходов топлива (кокса, угля, природного газа), показателей эффективности восстановления и использования энергии, определяемых на основе изменения параметров дутья, рудных нагрузок и химического состава колошникового газа. Расход топливных составляющих поддерживался на уровне, обеспечивающем содержание кремния в чугуне 0,3 – 0,6 % и температуру чугуна на выпусках 1510 – 1530 °С. Случаи значительных отклонений теплового режима в периоды использования кускового угля обусловлены, прежде всего, колебаниями химического состава и качества загружаемого сырья и кокса.

Для определения влияния подачи кусковых углей на технологию процесса плавки и технико-экономические показатели обработаны представительные массивы данных работы доменной печи в периоды забора угля.

Анализ результатов промышленных плавок (см. таблицу) свидетельствует о том, что фактический расход



Диаграмма газораспределения в исследуемые периоды *I*-*III* 

кокса в исследуемых периодах *I* и *II* ниже базового уровня на 20,2 и 34,6 кг/т чугуна, или 4,4 и 7,5 % соответственно. Расход кускового угля по периодам составил 17,4 и 64,1 кг/т чугуна, или 3,75 и 13,4 % от общего расхода топливной составляющей шихты.

В процессе исследований установлено, что, помимо использования угля, снижению фактического расхода сухого скипового кокса также способствовало повышение содержания железа в шихте, расхода природного газа и температуры дутья (см. таблицу).

Расчетный, приведенный к сопоставимым условиям (по содержанию железа, расходу природного газа, составу чугуна и качеству кокса) расход кокса в исследовательских периодах ниже на 12,8 и 44,6 кг/т чугуна, или на 2,8 и 9,7 % при коэффициенте замены кокса углем 0,73 и 0,70 кг/кг. Средний коэффициент замены кокса углем по исследовательским периодам составил 0,72 кг/кг при расходе угля 40,7 кг/т чугуна.

Фактическая производительность доменной печи определялась наличием железорудного сырья и степенью форсирования процесса. За счет улучшения обеспечения сырьем в опытных периодах отмечено повышение содержания железа в шихте и увеличение давления газа под колошником. Производительность по периодам *II* и *III* увеличилась на 250 т (4,1 %) и 235 т (3,8 %) соответственно.

Результаты приведения (по концентрации кислорода в дутье, содержанию железа, температуре горячего дутья и т.п.) производительности доменной печи в исследуемых периодах *II*, *III* к условиям базового периода *I* свидетельствуют об увеличении расчетной производительности соответственно на 148 т (2,4 %) и 223 т (3,6 %).

Стабильность качества выплавляемого чугуна по содержанию основных примесей сохранилась на уровне базового периода, а среднее содержание серы в чугуне уменьшилось по обоим периодам соответственно на 0,001 и 0,002 %. Это объясняется улучшением обессеривающей способности шлака за счет изменения его химического состава и состава золы углей в сторону повышения содержания извести и уменьшения соотношения  $Al_2O_3/MgO$  на 0,08 – 0,13 и улучшения коэффициента распределения серы между чугуном и шлаком на 0,9 и 1,3 (для периодов *II* и *III*).

Выводы. Установлено, что наиболее приемлемым для доменной плавки интервалом крупности загружаемых кусковых углей является 50 - 125 мм. Содержание крупной фракции (более 150 мм) и замусоренности (мелкой фракции 25 - 0 мм) угля должно быть не более 15 – 20 %. Содержание золы и летучих веществ не должно превышать 15.0 %. Разработан и внедрен новый способ загрузки с учетом физико-механических свойств угля и кокса (показателей его прочности), дальнейшим определением потенциала образования мелких фракций в топливной части шихты и максимального расхода угля по расчетному соотношению. Использование нового способа загрузки позволило сформировать достаточно рациональный профиль слоя шихты, обеспечить ровный форсированный ход доменной печи полезным объемом 3000 м<sup>3</sup>. Применение в шихте кускового угля для частичной замены кокса в количестве до 15 % способствовало снижению фактических и приведенных расчетных значений расхода кокса, увеличению производительности при сохранении качества выплавляемого чугуна.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Сокуренко А.В., Шеремет В.А., Кекух А.В. и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. 2005. № 6. С. 5 – 9.
- Сокуренко А.В., Шеремет В.А., Кекух А.В. и др. // Сталь. 2006. № 5. С. 6 – 11.
- Коксозамещающие технологии в доменной плавке / В.П. Лялюк, И.Г. Товаровский, Д.А. Демчук и др. Под ред. И.Г. Товаровского. – Днепропетровск: Пороги, 2006. – 276 с.
- 4. Сорокин В.А. // Сталь. 1942. № 3 4. С. 68 76.
- 5. Сорокин В.А. // Сталь. 1942. № 5 6. С. 3 7.
- 6. Дунаев Н.Е., Кухтин Т.И. // Сталь. 1977. № 6. С. 601, 602.
- 7. Котельников И.В., Попов Н.Н., Прядко Н.Д. и др. // Сталь. 1994. № 8. С. 15 – 20.
- 8. Гусаров А.К. // Металлург. 1997. № 12. С. 15, 16.
- Дидевич А.В., Быков Л.В., Зотов А.В. и др. В кн: Труды V Международного конгресса доменщиков. – Днепропетровск: Пороги, 1999. С. 242 – 244.
- Симанков А.М., Юсфин Ю.С., Травянов А.Я. // Изв. вуз. Чер. металлургия. 2011. № 3. С. 16 – 20.
- Пат. 2176272 РФ, МПК С 21 В 5/00. Способ доменной плавки / Никитин Л.Д., Марьясов М.Ф., Польщиков А.В. и др. Заявл. 07.08.2000. Опубл. 27.11.2001.

© 2013 г. В.А. Долинский, Л.Д. Никитин, Л.В. Портнов, С.Ф. Бугаев Поступила 14 января 2013 г. УДК 669.162.263

# О.П. Онорин<sup>1</sup>, Н.А. Спирин<sup>2</sup>, В.В. Лавров<sup>2</sup>, И.Е. Косаченко<sup>3</sup>, В.Ю. Рыболовлев<sup>3</sup>

<sup>1</sup> ОАО «Уральский институт металлов» (г. Екатеринбург) <sup>2</sup> Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина (г. Екатеринбург) <sup>3</sup> ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат»

# ОЦЕНКА ФОРМЫ ЗОНЫ ВЯЗКОПЛАСТИЧНЫХ МАСС ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ В ДОМЕННОЙ ПЕЧИ МЕТОДОМ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Аннотация. Представлена характеристика математической модели, позволяющей оценивать расположение и форму зоны вязкопластичных масс железорудных материалов (зону когезии) в доменной печи, осуществлять диагностику ее рациональной конфигурации по реально доступной информации о работающей печи для базового периода, а также решать комплекс задач для проектного периода при изменении режимных параметров плавки. Приведены результаты моделирования для базового и проектного периодов.

*Ключевые слова*: доменное производство, математическое моделирование, теплообмен, вязкопластичное состояние, железорудные материалы, конфигурация зоны когезии.

# SHAPE ESTIMATION ZONE VISCOPLASTIC MASS ORE MATERIALS IN THE BLAST FURNACE METHOD OF MATHEMATICAL MODELING

*Abstract.* The characteristic of the mathematical model is presented, allowing to size up location and form of zone of viscous-plastic masses of iron-ore materials (plastic zone) in blast furnace, to carry out diagnostic of its rational configuration based on really accessible information on working blast furnace for the base period, and to solve complexity of problems for the design period with change in operating conditions of melting. Results of modeling for the base and the design periods are given.

Keywords: blast furnace production, mathematical modeling, heat exchange, viscous-plastic conditions (state), iron-ore materials, plastic zone configuration.

По современным представлениям, газопроницаемость столба шихты в доменной печи определяется положением и формой зоны вязкопластичных масс (зоны когезии), выше которой располагается слой шихты в кусковом состоянии, ниже – слой кокса со стекающим расплавом чугуна и шлака. Зона вязкопластичных масс представлена чередующими слоями железорудного материала (ЖРМ) и кокса; только наличие слоев кокса (коксовых окон) обеспечивает ее газопроницаемость. Слои ЖРМ, находясь в вязкопластичном состоянии, непроницаемы для газового потока. Наличие коксовых окон в объеме этих масс подтверждается исследованиями «замороженных» доменных печей. Об этом говорят и косвенные доказательства – загрузка в доменную печь предварительно смешенных рудных материалов с коксом, приводящая к разрушению коксовых окон, увеличивает газодинамическое сопротивление зоны когезии и снижает производительность печи более чем в 1,85 раза.

На рис. 1 приведены возможные формы зон пластичности с отображением характера газовых потоков, пронизывающих эти зоны [1 – 3].

Из представленных форм зоны когезии наиболее благоприятной для получения высокой производитель-



Рис. 1. Формы зоны вязкопластичных масс и характер газовых потоков в доменной печи: *a* – «Л-образная» с большим количеством коксовых окон; *б* – суженная «Л-образная» зона; *в* – горизонтальная расположенная зона пластичности; *г* – «*W*-образная» зона пластичности ности печи и низкого удельного расхода кокса является форма суженная «Л-образная» (рис. 1, б), при которой достигается высокая стойкость огнеупорной кладки печи. Во всех других случаях показатели плавки остаются более низкими либо из-за малого количества коксовых окон и низкой вследствие этого газопроницаемости слоя, ограничивающей подачу дутья в печь, либо из-за близкого расположения кладки печи к выходящим из зоны пластичности горячим газам. Форма зоны пластичности и ее расположение в профиле печи определяются факторами, основными из которых являются распределение рудной нагрузки по сечению колошника, а также характеристики вязкопластичности железорудных материалов: температуры начала размягчения и расплавления (появление текучего шлакового расплава). Максимально возможная производительность может быть достигнута при наилучшей форме зоны пластичности, наименьшей толщине этой зоны, а также при хорошей фильтрации расплавов в зоне, расположенной ниже зоны пластичности.

Несмотря на расширение возможностей определения положения пластичной зоны в доменной печи, в том числе и с помощью математического моделирования [4 – 13], актуальными остаются вопросы создания методов оперативного контроля ее положения и оценки изменения в процессе плавки.

В основу разработки математических моделей доменного процесса положен известный принцип возмущенного-невозмущенного движения [14]. Модель доменного процесса условно можно разделить на две части: модель базового состояния и прогнозирующую модель (модель в малом). Модель базового состояния позволяет оценивать состояние процесса по фактическим усредненным показателям за базовый период работы печи. Прогнозирующая модель с использованием результатов, полученных с помощью модели базового состояния, позволяет оценить показатели доменного процесса в случае изменения условий плавки [15, 16]. Главное внимание при разработке этой модели было уделено моделированию теплового, дутьевого, газодинамического и шлакового режимов доменной плавки, особенности неравномерности распределения материалов и газов, и зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов не находили должного отражения в этой модели. Структура модели подсистемы моделирования расположения и конфигурации зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов представлена на рис. 2.

Для базового периода решается несколько последовательных задач.

Определение распределения рудной нагрузки по сечению колошника. Для этого используют данные результатов расчета моделей загрузки при использовании безконусных засыпных устройств, при отсутствии такой возможности задача решается по косвенным показателям – либо по распределению диоксида углерода, либо температуры в поперечном сечении колошника. При этом приняты допущения, что распределение рудной нагрузки пропорционально содержанию диоксида углерода и обратно пропорционально распределению температур.

Определение скорости и расхода газа в кольиевых сечениях заплечиков и колошника печи. По данным измерений верхнего и нижнего перепадов давлений, а также полученном распределении рудной нагрузки производят расчет соотношения масс и объемов железорудных материалов и кокса, степени уравновешивания (СУ) шихты газом, расходов и скоростей движения газа в кольцевых сечениях колошника печи. Для расчета скоростей фильтрации газа в кольцевых сечениях шахты используют уравнение Эгона, связывающее изменение сопротивления слоя шихты с параметрами шихты и газа. Обеспечивается расчет следующих показателей: объема кокса и ЖРМ в кольцевых сечениях: порозности слоя шихты в каждом кольцевом сечении зоны когезии и зоны фильтрации расплавов; скорости газа в расчетном сечении заплечиков; объемного расхода газа в кольцевых сечениях заплечиков; объемного расхода газа, проходящего через расчетные кольцевые сечения на колошнике; удельного выхода фурменного газа; средней скорости фильтрации газа в заплечиках. По мере движения шихты от колошника печи к фурменным зонам размер кусков шихты уменьшается. Учтено, что в зависимости от фракционного состава загружаемого кокса, размер кусков его, приходящего к фурмам, снижается в 1,14 – 1,40 раза.

Расчет толщины коксового окна в районе заплечиков, степени заполнения коксовой насадки шлаком, порозности коксовой насадки и порозности зоны когезии; расчет выхода, состава и свойств первичного шлака, их распределение по радиусу печи. Толщину коксового окна в районе заплечиков определяют по объему кокса в рассматриваемом вертикальном сечении заплечиков и площади поперечного сечения середины заплечиков.

Расчет теплообменных процессов в верхней и нижней зонах печи. Задавая теплотехнические характеристики используемых компонентов шихты, находят параметры, определяющие теплообменные процессы как в нижней, так и верхней зонах теплообмена с расчетом изменения температуры шихты и газа в нижней ступени теплообмена по кольцевым зонам.

Определение характеристик вязкопластичности ЖРМ: температуры начала размягчения (плавления) и расплавления (появления подвижного шлакового расплава). При наличии экспериментальных данных о характеристиках вязкопластичности применяемых ЖРМ в модели используют фактические, а не расчетные данные.

Определение расположения и конфигурации зоны пластичности. Используя модель расчета зоны пластичности по полям температуры шихты в кольцевых зонах низа печи, находят изотермы, соответствующие температурам начала размягчения и расплавления



Рис. 2. Структура подсистемы моделирования зоны вязкопластичного состояния железорудных материалов

ЖРМ. По найденным значениям определяют расположение и конфигурацию зоны пластичности в профиле печи для базового варианта.

Выполнение диагностики рациональной конфигурации и расположения по высоте зоны вязкопластичных масс (зоны когезии).

Далее рассматриваются прогнозные варианты.

Вносят изменения в режимные параметры плавки: состав и свойства железорудного сырья, режим загрузки печи, распределение рудной нагрузки по радиусу, дутьевые параметры (температура, влажность, содержание кислорода, расход природного газа) плавки, фильтруемость шлака, фракционный состав кокса и его характеристики прочности ( $M_{25}$ , горячая прочность, истираемость  $M_{10}$  и др.).

Рассчитывают весь комплекс параметров аналогично базовому режиму, осуществляют диагностику работы печи и выполняют расчеты по изменению производительности печи и удельного расхода кокса в прогнозном периоде с использованием корректировочных коэффициентов.

Необходимость блока «Настройка» в структуре модели, включающего подсистемы «Нормативно-справочная информация», «Настройка диагностики», обусловлена требованиями настройки модели на конкретные условия функционирования системы.

Основные формулы расчета комплекса указанных параметров приведены в работах [15 – 18].

Ниже приводится пример решения описанной задачи применительно к доменной печи № 10 ОАО «Магнитогорский металлургический комбинат» (ММК). Основные показатели работы печи приведены в таблице.

#### Параметры работы доменной печи № 10 ОАО «ММК» в базовом периоде

| Показатель                                       | Значение   |  |
|--|------------|--|
|  | показателя |  |
| Производство чугуна, т/сут                       | 4555       |  |
| Расход кокса (сухой скиповый), кг/т чугуна       | 474        |  |
| Расход железорудных материалов, кг/т чугуна      | 1656       |  |
| Доля окатышей в железорудной части               | 0.25       |  |
|  | 0,23       |  |
| Параметры дутья:                                 |            |  |
| расход, м <sup>3</sup> /мин                      | 3450       |  |
| давление, ат.                                    | 2,8        |  |
| температура, °С                                  | 1150       |  |
| содержание кислорода, %                          | 28,42      |  |
| расход природного газа, м <sup>3</sup> /т чугуна | 85,5       |  |
| Параметры колошникового газа:                    |            |  |
| давление, ат.                                    | 1,48       |  |
| температура, °С                                  | 155        |  |
| Состав газа, %:                                  |            |  |
| CO <sub>2</sub>                                  | 20,25      |  |
| CO   | 25,1       |  |
| H <sub>2</sub>                                   | 7,59       |  |
| Состав чугуна, %:                                |            |  |
| Si   | 0,64       |  |
| Mn   | 0,34       |  |
| S  | 0,022      |  |
| С  | 4,74       |  |
| Выход шлака, кг/т чугуна                         | 325        |  |
| Состав шлака, %:                                 |            |  |
| CaO  | 35,02      |  |
| SiO <sub>2</sub>                                 | 36,18      |  |
| Al <sub>2</sub> O <sub>2</sub>                   | 13,39      |  |
| MgO  | 9,82       |  |
| MnO  | 0,41       |  |
| FeO  | 0,22       |  |

Железорудная часть шихты включала агломерат ММК и соколовские окатыши, химический состав которых приведен ниже:

| Drawarr                        | Содержание, %, элемента |                   |  |  |  |  |
|--------------------------------|-------------------------|-------------------|--|--|--|--|
| Элемент                        | в агломерате ММК        | в окатышах ССГОКа |  |  |  |  |
| Fe                             | 56,970                  | 63,080            |  |  |  |  |
| Mn                             | 0,270                   | 0,160             |  |  |  |  |
| S                              | 0,039                   | 0,031             |  |  |  |  |
| Р                              | 0,027                   | 0,013             |  |  |  |  |
| CaO                            | 8,890                   | 1,040             |  |  |  |  |
| SiO <sub>2</sub>               | 6,070                   | 5,100             |  |  |  |  |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 2,020                   | 1,700             |  |  |  |  |
| MgO                            | 2,020                   | 1,000             |  |  |  |  |
| FeO                            | 12,060                  | 3,730             |  |  |  |  |
| TiO <sub>2</sub>               | 0,260                   | 0,300             |  |  |  |  |

Распределение диоксида углерода и расчетное изменение рудной нагрузки по сечению колошника приведены на рис. 3, а результаты расчетов расположения и конфигурации зоны вязкопластичных масс железорудных материалов представлены на рис. 4.

Толшина зоны когезии изменяется от 2.04 м в кольцевых сечениях с высокой рудной нагрузкой до 3,09 м в центральной части столба шихты. Это – значительная толщина и она обусловлена высоким значением температурного интервала плавления  $\Delta t_{nn} = 379$  °C применяемых железорудных материалов. Вследствие высокого значения температуры расплавления (появления подвижного шлакового расплава) t<sub>p</sub> = 1477 °C нижняя граница зоны пластичности опускается практически до зон горения. Формирование конечного шлака, когда в шлаковый расплав. вышелший из зоны пластичности. поступает зола сгоревшего кокса, происходит в этом случае в ограниченной зоне за малый промежуток времени. В базовом варианте настоящей работы распределение рудной нагрузки соответствовало форме изотерм и зоны пластичности (рис. 1, г), которая получила название «*W*-образной». Такая форма наблюдается в том случае, когда на печи устанавливается умеренно развитый периферийный и центральный потоки газа. При



Рис. 3. Изменение содержания диоксида углерода (*a*) и рудной нагрузки  $q(\delta)$  по радиусу *r* колошника доменной печи № 10 ММК

указанной форме зоны пластичности невозможно получение высокой производительности, а также низкого расхода кокса, сложно уберечь и огнеупорную кладку от высокого теплового воздействия газами. Толщина коксового окна в районе заплечиков для рассматриваемой печи ориентировочно составляет 260 мм. Только часть коксовых окон является сквозными (всего 4 – 5 окон), а остальные являются практически непроводящими для газа, поскольку не имеют выхода в рабочее пространство печи.

Как видно из рис. 5, в верхней зоне печи шихта уравновешена газовым потоком до СУ = 33,17 % в районе рудного гребня и до 44,18 % в центральных участках столба шихты, где насыпная масса шихты минимальна при максимально допустимых 55 % [15, 16]. В нижней зоне печи шихтовые материалы также не доведены до «кипящего» состояния - степень уравновешивания шихты газовым потоком в центральной зоне печи достигает 77,92 %, и только наличие выше располагающегося слоя материалов обеспечивает состояние плотного слоя в нижней части печи. Сравнительно невысокие значения СУ в верхней части печи обусловлены невысоким расходом газа (малым расходом дутья), движущегося через слой шихты. Это, в свою очередь, связано с высоким газодинамическим сопротивлением зоны пластичности (когезии). В связи с этим в прогнозных вариантах рассматривается изменение параметров, влияющих на газодинамическое сопротивление нижней зоны печи.



Рис. 4. Положение зоны пластичности в объеме доменной печи № 10 ММК при различной организации газораспределения: *а* – при изменении содержания диоксида углерода по радиусу колошника, принятого для базового варианта плавки; *б* – при изменении режима загрузки для прогнозного варианта

Определяющей в газодинамическом отношении зоной является низ печи – зона пластичности. На это указывают и расчеты по определению степени уравновешивания шихты газом в кольцевых сечениях печи для низа и верха столба шихты (рис. 5).

В качестве примера рассмотрено изменение размеров зоны когезии при выплавке чугуна с использованием только агломерата ММК, исключив из шихты окатыши. Безусловно, этот вариант плавки приводится только для показа влияния характеристик вязкопластичности на размеры зоны пластичности. Здесь не учитывается снижение содержания железа в шихте, неизбежность корректировки состава агломерационной шихты для поддержания требуемой основности шлака и т.д. на важнейшие показатели доменной плавки. Другие параметры плавки также не корректировались, т.е. оставались такими же, как в базовом периоде. Форма и расположение зоны пластичности при сопоставлении базового варианта (плавка агломерата ММК в смеси с соколовскими окатышами) с прогнозным, когда из шихты исключены окатыши, а плавка осуществляется только на агломерате ММК, показана на рис. 6. При переводе режима работы печи с выплавки рудной смеси агломерата ММК с соколовскими окатышами на выплавку чугуна из агломерата ММК с исключением неофлюсованных окатышей ССКОГа, как показывают расчеты, возможно увеличение минутного расхода дутья на 30 % по сравнению с базовым вариантом.

На рис. 7 показано изменение содержания диоксида углерода и рудной нагрузки по сечению колошника, которое предполагало развитие осевого газового потока в проектном периоде. Сопоставление формы зон пластичности при умеренно развитом периферийном и осевом движении газового потока с газораспределением, когда раскрывается центральная зона печи, показывает, что зона пластичности смещается вверх в центральных участках шихты и несколько опускается вниз в кольцевых зонах с высоким значением рудной нагрузки. Это наглядно видно при построении расчетной конфигурации зон пластичности для базового и прогнозного вариантов (рис. 4,  $\delta$ ).



Рис. 5. Изменение степени уравновешивания шихты газом в кольцевых сечениях колошника: □ – низ печи; ◇ – верх печи



Рис. 6. Форма и размеры зон пластичности при плавке смеси агломерата ММК и соколовских окатышей (*a*) и при плавке только агломерата ММК с исключением из шихты окатышей (б)

При создании осевого газового потока, когда наблюдается поднятие зоны пластичности в центральной части печи, формируется дополнительный участок для прохождения газа в зоне пластичности, в которой возможно движение газа из нижней зоны (из зоны фильтрации расплавов) печи по сквозным коксовым окнам в зону потока шихты и газов (показано стрелками). Расчеты показывают, что возрастание числа проницаемых для газа коксовых окон позволяет в прогнозном периоде при такой же степени уравновешивания шихты газом, как и в базовом, увеличить расход дутья, а значит, и увеличить производительность доменной печи на 5,4 %.

**Выводы.** Разработанная математическая модель позволяет оценивать расположение и форму зоны вязкопластичных масс железорудных материалов в доменной печи по реально доступной информации о работающей печи, осуществлять диагностику ее рациональной конфигурации, а также решать комплекс прогнозных задач при изменении режимных параметров плавки.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Юсфин Ю.С. Металлургия чугуна. М.: ИКЦ Академкнига, 2004. – 774 с.
- Blast furnace Phenomena and modeling / Ed. By Yasuo Omori. Elsevier applied science. – London and New York, 1987. – 631 p.
- Вегман Е.Ф. Доменное производство: Справочное издание. Т. 1 Подготовка руд и доменный процесс. – М.: Металлургия, 1989. – 496 с.
- Инада С., Кабаяси И., Исабэ М. // Тэцу то хаганэ. 1984. Т. 34. № 4. С. 59 – 64.
- Хатига С., Оно Р., Фусэ К. и др. // Тэцу то хаганэ. 1986.
   Т. 36. № 3. С. 77 80.



Рис. 7. Изменение содержания диоксида углерода (a) и расчетной величины рудной нагрузки  $q(\delta)$  по радиусу r колошника доменной печи в прогнозном варианте

- Vecehida G., Giuli M. // Revuede Metallurgie CIT. 1984. Vol. 81. № 5. P. 369 – 383.
- 7. Peters K.H., Alpeter W., Bachhofen H.Y. et al. // Stahl and Eisen. 1984. Bd. 104. № 14. C. 59 62.
- 8. Yamamoto T., Shokyu T., Kanoshima H. et al. // Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1982. № 10. P. 774.
- **9.** Ohno Y., Kondo K., Fukushima T.//Revue de Metallurgie. CIT. 1983. № 10. P. 809 – 825.
- **10.** K y l e I. Proceeding Conference September 11 13. 1979. London. 1980. P. 403 415.
- Товаровский И.Г., Большаков В.И., Меркулов А.Е. Аналитические исследования доменной плавки. – Днепропетровск: ЧМП «Экономика», 2011. – 206 с.
- Муравьева И.Г., Семенов Ю.С., Гладков Н.А. // Черная металлургия: Бюл. ин-та «Черметинформация». 2011. № 8. С. 38 – 44.
- Доброскок В.А., Кузнецов Н.А., Туманов А.И. // Изв. вуз. Черная металлургия. 1985. № 3. С. 145, 146.
- 14. Теория и практика прогнозирования в системах управления / С.В. Емельянов, С.К. Коровин, Л.П. Мышляев и др. – Кемерово; М.: Издат. объединение «Российские университеты»: Кузбассвузиздат – АСТШ, 2008. – 487 с.
- 15. Компьютерные методы моделирования доменного процесса / О.П. Онорин, Н.А. Спирин, В.Л. Терентьев и др.; Под ред. Н.А. Спирина. – Екатеринбург: изд. УГТУ – УПИ, 2005. – 301 с.
- 16. Модельные системы поддержки принятия решений в АСУ ТП доменной плавки / Н.А. Спирин, В.В. Лавров, В.Ю. Рыболовлев и др. – Екатеринбург: изд. УрФУ, 2011. – 462 с.
- 17. Китаев Б.И., Ярошенко Ю.Г., Лазарев Б.Д. Теплообмен в доменной печи. – М.: Металлургия, 1966. – 355 с.
- Теплообмен и повышение эффективности доменной плавки / Н.А. Спирин, Ю.Н. Овчинников, В.С. Швыдкий, Ю.Г. Ярошенко. – Екатеринбург: изд. УГТУ – УПИ, 1995. – 243 с.

© 2013 г. О.П. Онорин, Н.А. Спирин, В.В. Лавров, И.Е. Косаченко, В.Ю. Рыболовлев Поступила 22 января 2013 г.

30

удк 621.74

# М.Ж. Толымбеков<sup>1</sup>, А.З. Исагулов<sup>2</sup>, С.Ш. Кажикенова<sup>3</sup>, Г.С. Шаихова<sup>2</sup>, Д.А. Исагулова<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Химико-металлургический институт (г. Караганда) <sup>2</sup> Карагандинский государственный технический университет <sup>3</sup> Карагандинский государственный университет им. Е.А. Буктова

# ВОЗДУШНО-ИМПУЛЬСНЫЙ МЕТОД ИЗГОТОВЛЕНИЯ ФОРМ И ОТЛИВОК

Аннотация. Проведены исследования по разработке высокоэффективных способов формообразования, обеспечивающих повышение качества отливок, в частности, импульсного процесса уплотнения и оборудования для его реализации.

Ключевые слова: импульсный процесс уплотнения, формы, отливки, высокое качество.

# AIR-PULSE METHOD OF MAKING MOLDS AND CASTINGS

Abstract. Research and development of highly efficient methods of shaping that enhance the quality of castings, such as pulse compression and process equipment for its realization.

Keywords: pulse process compaction, mould, high quality.

Рыночные отношения и необходимость интеграции отечественной промышленности в мировую требует перехода к более интенсивному развитию народного хозяйства. Важнейшей проблемой литейного производства на современном этапе является повышение качества отливок, их размерной и весовой точности. В связи с этим исследования и разработка высокоэффективных способов формообразования, обеспечивающих повышение качества отливок, в частности импульсного процесса уплотнения и оборудования для его реализации, является весьма актуальной задачей.

Исследования проводились на воздушно-импульсной машине фирмы «GF» (Швейцария) [1]. Способ низко-импульсного уплотнения смесей является наиболее эффективным по производительности и энергозатратам. Сущность процесса состоит в уплотнении смеси воздушной волной, образующейся при ультрабыстром (5-10 мс) расширении сжатого воздуха посредством специального клапана, что приводит к резкому ускорению движения частиц формовочной смеси.

Экспериментально установлено, что при уплотнении формовочных смесей пик напряжений резко за 5 – 10 мс возрастает (рис. 1). Характерно то, что смесь 1 (100 % кварцевого песка, 8 % бентонита активированного) легче сжимается, чем смесь 2 (100 % кварцевого песка, 8 % бентонита и 4 % гранулированного угля) и смесь 3 (100 % кварцевого песка, 11 % бентонита, 4,5 % гранулированного угля, 1,5 % крахмалита, 2 % каменноугольного порошка).

Облицовочная смесь 1 лучше уплотняется и имеет минимальное значение упругости; здесь главную роль играет бентонит.

В настоящей работе приведены результаты исследований влияния давления над смесью (*p*.) на прочность



формы ( $\sigma_D$ ) и на давление над поверхностью модели ( $p_w$ ) (рис. 2). Прочность формы измерялась электронным прибором типа PVP для контроля уплотнения формы, а давление  $p_w$  – месдозой типа PMR фирмы «GF». Эти методы измерений выдерживают жесткие условия в литейном производстве, но, несмотря на это, обеспечивают достаточную чувствительность.

Установлено, что при низкоимпульсном нагружении (ВИФ) отношение давления  $p_k$  в импульсной головке к давлению  $p_v$  (устанавливался датчик на глубине 30 мм со стороны контрлада формы) над формовочной смесью равно 1,3, а при газовой формовке (ГИФ) имеем  $p_k \approx p_v$ . Из рис. 2 видно, что с увеличением давления  $p_v$ возрастают соответственно прочность  $\sigma_D$  формы и эффективное давление  $p_w$ .

Каждая песчинка смеси захватывается волной давления и при воздушном импульсе передает энергию на расположенные ниже песчинки вплоть до модели. Максимальное уплотнение достигается вблизи модели [2].

Для более точного определения прочности по высоте формы использовали 200-мм металлическую опоку высотой 800 мм и тефлоновую трубу с наружным диам. 190 мм и с прорезью по высоте. Внутри трубы устанавливались модели как показано на рис. 3. Основная опока имеет размер 600×450×800 мм. Металлическая опока удерживается в основном за счет хорошо уплотненной смеси. Для быстрого извлечения уплотненной формы и измерения ее прочности по высоте в зазор (6 мм) между тефлоновой трубой и металлической опокой засыпался кварцевый песок.

Экспериментально установлено, что изготовленные ВИФ-формы высотой 380 мм имели трещины в узких карманах. Для устранения этого недостатка во время уплотнения со стороны стенки опоки на уровне модели подавался сжатый воздух под давлением 30 - 40 кПа. По результатам исследований была построена математическая поверхность отклика (рис. 4) для прочности формы в зависимости от геометрического критерия h/b(где h – высота модели, b – ширина кармана формы)



Рис. 2. Влияние давления над смесью на прочность формы и давления на модельную плиту

модельно-опочной оснастки и давления *p*<sub>м</sub> в импульсной головке при оценке параметров формы без дополнительного экспериментального исследования. Такой формовкой лучше уплотняются формы при использовании высоких моделей.

Для определения упругости смеси при низкоимпульсном нагружении было разработано специальное устройство с индуктивным датчиком, представляющее собой корпус с сердечником. Устройство снабжено установленной в опоке с зазором разрезной гильзой из материала с низким коэффициентом трения, рабочий наконечник сердечника выполнен с местным сопротивлением. Наконечник изготовлен из алюминия в виде двух усеченных конусов, сопряженных большими основаниями, или он имеет цилиндрический участок с цилиндрическими проточками [3].



Рис. 3. Разрез формы (a) и зависимость прочности по высоте формы ( $\delta$ )



Рис. 4. Математическая поверхность отклика параметров прочности формы от давления в импульсной головке и от критерия h/b

Для измерения упругости смеси на модельную плиту с жестко укрепленным корпусом устройства устанавливают разрезную гильзу из тефлона с прорезью по высоте (закрепленную изолентой); устанавливают опоку, в зазор шириной 6 мм между ними засыпают кварцевый песок марки 1К016, а в гильзу засыпают смесь, уплотняют ее и начинают замерять упругость, снимают нагрузку, протягивают опоку, удаляют изоленту и протягивают гильзу. После удаления изоленты разрезную гильзу раздвигают на 5 – 6 мм для освобождения от готовой литейной формы. Нижний конец наконечника соединен с датчиком, а он в свою очередь – с осциллографом.

После уплотнения смеси подвижный наконечник под действием обратной упругой деформации смеси легко, без трений двигается вверх. При перемещении наконечника изменяются взаимоиндуктивность первичных и вторичных обмоток и ЭДС, наводимая во вторичных обмотках датчика. Измеряемая величина магнитного потока преобразуется в электрическую индуктивным методом. Изменение индуктивности модулирует по амплитуде напряжение несущей частоты (6 кГц). Для фиксации давления на модельную плиту используется тензо-датчик. Под действием импульсной нагрузки смесь претерпевает структурные изменения, зависящие от ее реологических свойств.

В начальный период уплотнения смесь ведет себя как пластическое тело, а затем по мере повышения ее плотности связующие оболочки деформируются, и формовочная смесь ведет себя как вязкопластичное тело. При дальнейшем уплотнении частицы смеси приходят в соприкосновение друг с другом, наступает их упругая деформация. В этот период проявляются упругие свойства смеси. Установлено, что с повышением воздушного и газового импульсов упругость смеси увеличивается.

Смесь, уплотненная воздухом, имеет меньшую упругость, чем уплотненная газом. Это объясняется тем, что при ВИФ-процессе первичное давление, создаваемое в импульсной головке, доходит до смеси с определенными потерями по сравнению с ГИФ-процессом. Эксперименты показали, что литейные формы при ВИФ-процессе имеют среднюю твердость 87 – 90 ед., плотность 1680 – 1700 кг/м<sup>3</sup>, прогрессивно убывающую от лада к контрладу формы. Чистота поверхности отливок соответствует Rz 60 – Rz 70.

**Выводы.** Воздушно-импульсным процессом формообразования получены литейные формы с высокой твердостью (88 единиц) и плотностью 1690 кг/м<sup>3</sup>, а чистота поверхности отливок равна Rz 65. Приведены результаты экспериментальных исследований влияния давления импульсной головки на прочность формы, определены оптимальные параметры процесса. Предложен метод определения упругости песчано-глинистых смесей для импульсных процессов уплотнения.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- И орн А. Метод импульсной формовки фирмы «Георг Фишер» современная концепция повышения экономичности и эффективности литейного производства. Каталог фирмы «Georg Fisher», 1996. – Берн, Швейцария: Изд-во «Georg Fischer», 2004. – 89 с.
- Матвеенко И.В., Исагулов А.З., Дайкер А.А. Динамические и импульсные процессы и машины для уплотнения литейных форм. – Алматы: Наука, 2001. – 345 с.
- 3. А.с. № 1838985. Способы определения упругости смеси и устройство для его осуществления / Исагулов А.З., Кузембаев С.Б., Евстифеев Ю.А., Шаяхметов Б.К. // Открытия. Изобретения 1992. № 4. С. 3.

© 2013 г. М.Ж. Толымбеков, А.З. Исагулов, С.Ш. Кажикенова, Г.С. Шаихова, Д.А. Исагулова Поступила 26 апреля 2012 г. УДК 669.046:621.74.04

# Е.В. Протопопов<sup>1</sup>, Ю.А. Селезнев, А.Н. Черепанов<sup>2</sup>, В.Я. Чинокалов<sup>3</sup>, Д.В. Фойгт<sup>3</sup>, Л.А. Ганзер<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Сибирский государственный индустриальный университет <sup>2</sup> Институт теоретической и прикладной механики СО РАН <sup>3</sup> ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК»

# МОДИФИЦИРОВАНИЕ МЕТАЛЛА НАНОПОРОШКОВЫМИ ИНОКУЛЯТОРАМИ НА СОРТОВОЙ МНЛЗ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ПРОКАТА<sup>\*</sup>

Аннотация. Исследование влияния модифицирования металла нанопорошковыми материалами на качество сортовой непрерывнолитой заготовки, фасонного и арматурного проката показало, что введение в промежуточный ковш МНЛЗ добавок TiC<sub>x</sub>N<sub>y</sub> – Fe снижает ликвацию элементов по сечению слитка и загрязненность неметаллическими включениями, повышает его химическую и структурную однородность. Применение нанопорошковых инокуляторов приводит к изменению структуры фасонного и арматурного проката; формы, размера и топографии расположения неметаллических включений, а также измельчению зерна и повышению механических свойств металлопроката.

*Ключевые слова*: модифицирование, нанопорошковые инокуляторы, непрерывнолитая заготовка, плотность, макроструктура, неметаллические включения, фасонный и арматурный прокат, микроструктура, механические свойства.

# MODIFICATION OF METAL BY NANOPOWDER INOCULATORS AT THE ROLLED SECTION STEEL CONTINUOUS CASTING MACHINE TO IMPROVE THE QUALITY OF ROLLED STEEL

- *Abstract.* Investigation of the effect of metal modifying with nanopowder materials on the quality of rectangular continuously cast billets, structural shapes and reinforcing bar showed that the introduction of  $\text{TiC}_x N_y$  Fe admixture in tundish ladle of continuous casting machine reduces segregation of elements in the ingot and pollution by non-metallic inclusions, increases its chemical and structural homogeneity. NPI application alters the structure of shapes and rebar; shape, size and topography of the location of non-metallic inclusions; as well as grain refining and improvement of the metal-roll mechanical properties.
- *Keywords*: modification, nanopowder inoculators, rectangular billet, density, structure, non-metallic inclusions, structural shapes and reinforcing bars, mechanical properties.

Перспективным направлением улучшения характеристик структуры и свойств литого металла является ввод в расплав перед кристаллизацией нанопорошковых инокуляторов [1 – 3].

Выполненные ранее исследования модифицирования металла в кристаллизаторе и промежуточном ковше сортовой МНЛЗ ОАО «ЕВРАЗ ЗСМК» показали высокую эффективность процесса и положительное влияние микродобавок нанопорошков тугоплавких соединений, введенных в жидкую сталь, на качество непрерывнолитой заготовки [4]. Полученные результаты, тем не менее, требуют уточнения и научного обоснования, а также исследования качества готовой продукции после прокатки модифицированных заготовок.

В условиях текущего производства в ККЦ № 2 проведена опытно-промышленная кампания разливки на МНЛЗ стали СтЗсп в заготовки сечением 150×150 мм, при этом металл опытных заготовок при разливке модифицировали нанопорошковыми инокуляторами (НПИ) в виде карбонитрида титана с размером частиц 0,015 – 0,040 мкм. Предварительно НПИ получали методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в плакирующей матрице из углеродистой стали –  $\text{TiC}_x N_y$  – Fe, гранулировали и закатывали в порошковую ленту. В процессе обработки металла порошковую ленту вводили в приемную ванну одного из промежуточных ковшей трайб-аппаратом, а металл, разливаемый через второй промежуточный ковш, использовали в качестве сравнительного.

Параметры разливки опытных плавок на МНЛЗ: температура ликвидус стали 1515 °C; температура металла в промежуточном ковше 1557 – 1565 °C; скорость вытягивания слитка 2,1 – 2,3 м/мин; скорость подачи порошковой ленты 3,75 м/мин; расход НПИ 980 г/мин, в том числе основного вещества (OB) 490 г/ мин; концентрация НПИ/ОВ в слитках 0,046 – 0,068/ 0,023 – 0,034 %.

Прокатку опытных и сравнительных сортовых заготовок вели на стане 450 по различным технологическим вариантам: уголок 7,5×6,0 горячекатаный и ускоренно-охлажденный; арматура № 32 горячекатаная и термически упрочненная<sup>1</sup>.

Химический анализ проб металла, отобранных из промежуточного ковша, и образцов металла, полученных по зонам в поперечных темплетах, подтвердил, что

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки РФ (соглашение № 14В37.21.0071).

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> В работе принимали участие Е.О. Казырский, Е.В. Шитик, Е.А. Иванов, Н.В. Мыскова.

#### Таблица 1

#### Результаты изучения макроструктуры сортовых заготовок опытных (числитель) и сравнительных (знаменатель)

| Балльность макроструктуры |             |                    | Изменение, % |                    |                          |                                |  |  |
|---------------------------|-------------|--------------------|--------------|--------------------|--------------------------|--------------------------------|--|--|
| (0                        | CT 14-1-23  | 35–91)             | площади з    | длины              |                          |                                |  |  |
| ЦП                        | OXH         | ЛПТ <sub>общ</sub> | корочки      | дендритной<br>зоны | равноосных<br>кристаллов | дендритной оси<br>1-го порядка |  |  |
| <u>0,9</u>                | <u>1,05</u> | <u>1,1</u>         | +26,9        | <u>29,6</u>        | <u>+86,0</u>             | <u>-31,7</u>                   |  |  |
| 1,1                       | 1,3         | 1,1                | _            | _                  | _                        | _                              |  |  |

П р и м е ч а н и е. Приведены средние значения по образцам; отрицательное значение изменения параметра означает его уменьшение, положительное – увеличение.

в заготовках с НПИ заметно снижается ликвация химических элементов по сечению слитка.

Результаты исследования качества опытных непрерывнолитых заготовок, модифицированных НПИ, показали увеличение плотности в среднем до 70 – 80 кг/м<sup>3</sup> (или 0,85 – 1,00 %), что, очевидно, является следствием дробления дендритов.

В табл. 1 представлены результаты изучения макроструктуры опытных и сравнительных сортовых заготовок. Действительно, после модифицирования металла материалом TiC<sub>x</sub>N<sub>y</sub> – Fe увеличение площади поперечного сечения слитка, занимаемой корочкой плотного металла, составило в среднем 26,9 %, при этом площадь, занимаемая зоной дендритных кристаллов, уменьшилась на 29,6 %, а длина дендритных осей первого порядка – соответственно на 31,7 %.

Увеличение зоны, занимаемой равноосными кристаллами, по площади поперечного сечения слитка составило в среднем 86 %. Необходимо отметить и снижение балльности развития внутренних дефектов слитка. Из табл. 1 видно, что улучшены показатели по центральной пористости (ЦП) и осевой химической неоднородности (ОХН), при этом стабильным осталось развитие ликвационных полосок и трещин (ЛПТ<sub>оби</sub>).

Анализ результатов металлографических исследований показал, что в образцах модифицированных заготовок преобладающим типом неметаллических включений являются сульфиды, силикаты и оксиды. При этом сульфиды располагаются по границам литого зерна в виде цепочек и имеют округлую форму размером 12,5-25,0 мкм. Силикаты присутствуют в виде дезориентированных глобулей, размер которых колеблется от 2,5 до 12,8 мкм. Оксидные глобулярные включения размером 2,56-12,80 мкм располагаются преимущественно группами на стыках зерен. В то же время в образцах сравнительных заготовок преобладают оксиды, затем силикаты и далее сульфиды. Топография их распределения по сечению также отличается: глобулярные силикаты и оксиды в виде строчек располагаются преимущественно по границам литого зерна, а размер отдельных включений колеблется от 2,5 до 12,8 мкм. Сульфиды располагаются по границам литого зерна в

виде строчек длиной до 71,68 мкм и группами на стыках зерен.

В целом в образцах модифицированных заготовок неметаллические включения имеют более благоприятную для всплывания и удаления из металла глобулярную форму, меньшие размеры и дезориентированное расположение в объеме металла.

На следующем этапе работы исследовали влияние модифицирования металла НПИ на изменение количественного соотношения элементов структуры (перлита и феррита) в фасонном (уголок 7,5×6,0) и арматурном (арматура № 32) прокате в горячекатаном и упрочненном состояниях (табл. 2).

Как видно из данных табл. 2, максимальное содержание перлита наблюдается в структуре ускоренно-охлажденного уголка и термически упрочненной арматуры, прокатанных из модифицированных сортовых заготовок. В опытных образцах фасонного и арматурного проката в горячекатаном состоянии наблюдается

Таблица2

#### Изменение структуры образцов деформированной стали модифицированных НПИ сортовых заготовок опытных (числитель) и сравнительных (знаменатель)

| Режим  | Элементы с  | Ферритное   |              |  |  |  |  |  |
|--|-------------|-------------|--------------|--|--|--|--|--|
| охлаждения   | перлит      | феррит      | зерно, мкм   |  |  |  |  |  |
|  | Фасонный п  | рокат       |              |  |  |  |  |  |
| Горяцекатаный  | <u>38,5</u> | <u>64,5</u> | <u>15,91</u> |  |  |  |  |  |
| торичекатаный  | 42,0        | 58,0        | 15,40        |  |  |  |  |  |
| Ускоренно-   | 40,7        | <u>59,3</u> | 15,69        |  |  |  |  |  |
| охлажденный  | 47,6        | 52,4        | 16,21        |  |  |  |  |  |
|  | Арматурный  | прокат      |              |  |  |  |  |  |
| Горановатанний   | <u>34,9</u> | <u>65,1</u> | <u>19,59</u> |  |  |  |  |  |
| горячекатаныи  | 36,2        | 63,8        | 18,66        |  |  |  |  |  |
| Термически   | <u>36,8</u> | <u>63,2</u> | <u>15,39</u> |  |  |  |  |  |
| упрочненый   | 36,2        | 63,8        | 18,66        |  |  |  |  |  |
| П р и м е ч а н и е. Приведены средние значения по об- |             |             |              |  |  |  |  |  |

разцам.



Структура горячекатаных уголка 7,5×6,0 и арматуры № 32: *а* и *в* – уголок и арматура без НПИ; *б* и *г* – уголок и арматура, модифицированные материалом TiC<sub>x</sub>N<sub>v</sub> – Fe

повышенное до 59 – 67 % содержание феррита, а также тенденция к уменьшению среднего размера ферритного зерна (см. рисунок). Необходимо отметить, что эти структурные изменения также положительно влияют на механические свойства.

Сравнение результатов механических испытаний образцов литой и деформированной стали (табл. 3) подтвердило улучшение прочностных и пластических характеристик модифицированных заготовок. В литом металле наблюдали увеличение предела прочности σ<sub>в</sub> на 1,7 % (0,7 – 2,7 %), относительного удлинения δ<sup>-</sup> на 24,8 % (23,4 – 26,2 %). В готовом прокате изменение механических свойств несколько ниже полученных значений для литой стали, что, видимо, связано с повторным нагревом металла, однако и здесь заметно улучшены пластические свойства. В частности, увеличение относительного удлинения в горячекатаном и упрочненном состояниях составило соответственно: для уголка 7,5×6,0 – на 4,8 % (3,5 – 5,7 %) и 3,5 % (2,2 – 4,7 %); для арматуры № 32 – на 5,0 % (2,8 – 7,1 %) и 5,4 % (2,5 – 7,9 %).

**Выводы.** Введение в промежуточный ковш сортовой МНЛЗ нанопорошковых добавок TiC<sub>x</sub>N<sub>v</sub> – Fe положи-

#### Сравнительные результаты механических испытаний образцов литой и деформированной стали модифицированных НПИ сортовых заготовок

| Danuaum ofinafiomuu   | Изменение показателя, % |                     |      |  |  |  |  |  |
|---|-------------------------|---------------------|------|--|--|--|--|--|
| Бариант обработки   | $\sigma_{_{\rm B}}$     | $\sigma_{_{\rm T}}$ | δ    |  |  |  |  |  |
| Модифицирование металла TiC <sub>x</sub> N <sub>y</sub> -Fe | 1,7 н.д.                |                     | 24,8 |  |  |  |  |  |
| Фасонный прокат   |                         |                     |      |  |  |  |  |  |
| Горячекатаный   | 0,3                     | 0,5                 | 4,8  |  |  |  |  |  |
| Ускоренно-<br>охлажденный                                   | 0                       | 0,6                 | 3,5  |  |  |  |  |  |
| Арматурный прокат   |                         |                     |      |  |  |  |  |  |
| Горячекатаный   | 0,3                     | 1,0                 | 5,0  |  |  |  |  |  |
| Термически<br>упрочненный                                   | 0,2                     | 0,8                 | 5,4  |  |  |  |  |  |
| Применание Приведени средние значения по всем               |                         |                     |      |  |  |  |  |  |

11 р и м е ч а н и е. Приведены средние значения по всем опытным заготовкам и образцам; н.д. – нет данных.

тельно влияет на качество непрерывнолитой заготовки, при этом снижаются ликвация элементов по сечению слитка и загрязненность неметаллическими включениями, повышается его химическая и структурная однородность. Применение нанопорошковых инокуляторов приводит к изменению структуры фасонного и арматурного проката; формы, размера и топографии расположения неметаллических включений, а также измельчению зерна и повышению механических свойств металлопроката.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Gleiter H. // Acta mater. 2000. Vol. 48. P. 1 29.
- 2. Mughrabi H., Höppel H.W., Kautz M. // Scripta materialia. 2004. Vol. 51. P. 807 – 812.
- Ефимов В.А., Эльдарханов А.С. Технологии современной металлургии. – М.: Новые технологии, 2004. – 784 с.
- Комшуков В.П., Черепанов А.Н., Протопопов Е.В. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2008. № 8. С. 10, 11; № 10. С. 21 – 24; 2010. № 8. С. 57 – 63.

© 2013 г. Е.В. Протопопов, Ю.А. Селезнев, А.Н. Черепанов, В.Я. Чинокалов, Д.В. Фойгт, Л.А. Ганзер Поступила 15 февраля 2013 г. УДК 621.746.047:669.18.046.001.57

#### В.В. Стулов, Н.А. Богданова

Институт машиноведения и металлургии ДВО РАН (г. Комсомольск-на-Амуре)

# ФИЗИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ПОЛОЙ СТАЛЬНОЙ ОТЛИВКИ В КОКИЛЕ

Аннотация. Приведены результаты разливки в кокиль свинцово-сурьмянистого сплава с установленой в нем тепловой трубой. Получены толщины корочек сплава и время образования отливки. Из условия равенства определяющих критериев подобия Fo (Фурье) и Ko (Коссовича) найдены для натурных условий необходимое время заливки в кокиль стали, температуры поверхности тепловой трубы и стенки кокиля.

Ключевые слова: физическое моделирование, полая стальная отливка, кокиль, свинцово-сурьмянистый сплав.

# PHYSICAL MODELING OF THE COOLING HOLLOW STEEL CASTING IN A METAL MOLD

Abstract. The article shows the results of chill casting of lead-antimony alloy with established first heat pipe in it. Thickness of crusts and the formation of the alloy casting are obtained. From the condition of equality of the defining criteria of Fo (Fourier) and Ko (Kossovich) similarities time needed for chill cast, the surface temperature of heat pipe and walls of chill mold are found for the field conditions.

Keywords: physycal modeling, hollow steel casting, metal mold, lead-atimony alloy.

Процессам охлаждения стальных отливок, в том числе полых, получаемых в кокильных машинах и в кристаллизаторах машин непрерывной разливки стали (МНРС), отводится одна из главных ролей. От конструктивного исполнения формирующего устройства (кокиля, кристаллизатора) и системы его охлаждения [1, 2] зависят качество отливок, производительность процесса, срок службы устройств, расход топливноэнергетических ресурсов, экология на разливочном участке.

В работе [3] приведены результаты физического моделирования разливки свинцового сплава в металлическую емкость с установленной в ней водоохлаждаемой тепловой трубой. Недостаток работы заключается в сравнительно малых размерах модели с тонкой стенкой, что затрудняет анализ тепловых процессов. Установленное в рассматриваемой работе максимальное ( $q = 70 \text{ kBt/m}^2$ ) значение плотности теплового потока от разливаемого металла может быть использовано для анализа затвердевания отливки. В работе [4] приведены результаты физического моделирования получения непрерывной заготовки из свинцового сплава в стальном кристаллизаторе лабораторной установки, при этом установленные максимальные значения плотности тепловых потоков  $q > 70 - 100 \text{ kBt/m}^2$ .

Технологический процесс получения полой отливки осуществляется в стальном кокиле с установленным в нем сердечником (тепловой трубой), охлаждаемой воздухом, подаваемым от вентилятора. Тепловая труба устанавливается по центру кокиля и фиксируется в этом положении стенками. Перед разливкой сплава осуществляется разогрев кокиля газовой горелкой. В процессе заливки в кокиль сплава, его кристаллизации и охлаждении происходит нагрев стенок кокиля и тепловой трубы с находящимся в ней теплоносителем. После разогрева тепловой трубы и теплоносителя до рабочей температуры его пары поднимаются в зону охлаждения трубы, обдуваемой воздухом, и конденсируются.

В процессе получения полой отливки в кокиле (рис. 1) проводили измерения температур поверхности стенки тепловой трубы, стенки кокиля и наружной поверхности кокиля.

Цель работы – моделирование на свинцово-сурьмянистом сплаве процесса получения полой стальной отливки в кокиле с охлажденным сердечником.

На рис. 1 приведен внешний вид кокиля с установленным в нем сердечником. Предварительно перед разливкой металла кокиль и тепловая труба прогреваются газовой горелкой.

**Исходные данные.** Параметры стального кокиля:  $m_{\rm k} = 21,6$  кг;  $F_{\rm kH} = 3,44 \cdot 10^{-2} \,{\rm M}^2$ .

Параметры стальной тепловой трубы – сердечника:  $m_{\rm T} = 4,62$  кг;  $m_{\rm TH} = 2,5$  кг;  $m_{\rm TO} = 2,12$  кг;  $F_{\rm TH} = 2,94 \cdot 10^{-2}$  м<sup>2</sup>;  $F_{\rm TO} = 0,109$  м<sup>2</sup>;  $\delta_{\rm TH} = 0,01$  м;  $\delta_{\rm TO} = 2,5 \cdot 10^{-3}$  м.

Параметры отливки из сплава Pb – Sb:  $F_0 = 0,48 \cdot 10^{-2} \text{ м}^2$ ;  $V_0 = 0,544 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$ ;  $\delta_0 = 0,02 \text{ м}$ ;  $m_0 = 6,17 \text{ кг}$ .

Параметры разливки сплава Pb – Sb в кокиль:  $\tau_3 = 20$  с;  $t_0 = 305$  °C;  $Q_{\rm kp} = 142$  кДж.

Теплофизические параметры сплава Pb – Sb и теплофизические свойства теплоносителя определяются из работы [5]; теплофизические параметры стали марки 08Х18Н10Т – из источников [6, 7]; теплофизические свойства стали (материала стенок кокиля и тепловой трубы) и теплофизические свойства воздуха – из работы [6].

Здесь приняты обозначения: a – коэффициент температуропроводности, м<sup>2</sup>/с; b – толщина грани, м;  $C_p$  – теплоемкость, Дж/(кг·К); d – диаметр, м; H – вы-


Рис. 1. Внешний вид кокиля для получения полых отливок: 1 – тепловая труба; 2 – крышка; 3 – кокиль; 4, 5 – корочки металла; № 1 – № 3 – термопары

сота, м; F – площадь, м<sup>2</sup>; V – объем, м<sup>3</sup>; m – масса, кг; *l* – длина, м; δ – толщина стенки слоя, м; ω – скорость, м/с; x – характерный размер, м; Q' – количество теплоты, Дж; q – плотность теплового потока, Bт/м<sup>2</sup>; Q – тепловой поток, BT; t – температура, °C;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К); р – плотность, кг/м<sup>3</sup>; v – коэффициент кинематической вязкости, м<sup>2</sup>/с; r – удельная теплота фазового перехода, Дж/кг; α – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м<sup>2</sup>·К); µ – динамическая вязкость, Па·с;  $\tau$  – время, с;  $\Delta t$  – перепад температур, °С; ξ – толщина корочки, м; β – коэффициент затвердевания,  $M/c^{0.5}$ ; безразмерные критерии подобия: Pr =  $\mu C_p/\lambda$  – критерий Прандтля;  $\text{Re} = \omega l / v -$ критерий Рейноль́дса; Nu =  $\alpha l/\lambda$  – критерий Нуссельта; Fo =  $\alpha \tau / x^2$  – критерий Фурье; Ко =  $\frac{r + C_1(t_0 - t_{\kappa p})}{C_2(t_{\kappa p} - t_B)}$  – критерий Коссовича; ин-

дексы: «в» - воздух, среда; «к» - кокиль, контакт, кипение; «кр» – кристаллизация; «кн» – конденсация; «л» – ликвидус; «м» – модель, металл; «н» – нагрев, теплоноситель, натурный, наружный; «о» - отливка, охлаждение, начальный; «пл» - плавление; «с» - солидус; «s» – насыщение; «т» – труба, турбулентный; «1» – внутренние зоны нагрева, жидкий; «2» – внутренние зоны охлаждения, твердый.

Результаты исследований. На рис. 2 приведены зависимости температур на поверхности охлаждаемого сердечника и в стенке кокиля от времени их предварительного прогрева. Из него следует, что после 80 °C

наблюдается резкое увеличение температуры поверхности трубы (кривая 1), что связано с повышением эффективности передачи в ней тепла. При этом максимальное значение температуры поверхности тепловой трубы перед разливкой в кокиль сплава  $t_{TH} = 177 \text{ °C}$ , а в стенке кокиля –  $t_{\rm kh} = 140$  °C (кривая 2).

На рис. 3 приведена зависимость температуры стенки кокиля от времени после заливки в него расплава, из которого следует, что температура стенок кокиля увеличилась со 140 до 160 °C, т.е.  $\Delta t = 20$  °C, а наружной поверхности стенки - со 125 до 140 °С.

Количество тепла, отданного расплавом в стенку кокиля, определяется по уравнению теплового баланса

$$Q'_{\rm K} = C_{\rm K} m_{\rm K} \Delta t. \tag{1}$$



Рис. 2. Зависимости температур поверхности тепловой трубы и стенки кокиля от времени их прогрева: 1 – тепловая труба; 2 – стенка кокиля



Рис. 3. Зависимости температур стенки кокиля от времени после заливки сплава:

1 – в металле стенки; 2 – снаружи стенки кокиля

После подстановки в приведенное уравнение исходных данных:  $C_{\kappa} = 500 \text{ Дж/(кг·K)}, m_{\kappa} = 21,6 \text{ кг по$  $лучаем } Q'_{\kappa} = 216 \cdot 10^3 \text{ Дж.}$  При времени разогрева кокиля  $\tau = 120 \text{ с}$  (рис. 3) тепловой поток в стенки кокиля составит  $Q_{\kappa} = 1880 \text{ Вт}$ , при сравнении его со значением  $Q_{\kappa} = 2408 \text{ Вт}$  получаем, что расхождение не превышает 25 % и определяется заданием в расчете максимального значения  $q = 70 \cdot 10^3 \text{ Вт/м}^2$ , а не среднего  $\overline{q}$ .

За время заливки расплава  $\tau_3 = 20$  с количество тепла расплава, затраченного на разогрев трубы  $Q'_{\rm T} = 42 \cdot 10^3$  Дж. Суммарное значение  $Q'_{\rm K} + Q'_{\rm T} = 258 \cdot 10^3$  Дж. Для тепловой трубы (сердечника) при  $q = 70 \cdot 10^3$  Вт/м<sup>2</sup> и  $F_{\rm TM} = 2 \cdot 10^{-2}$  м<sup>2</sup> в процессе разливки значение теплового потока в тепловую трубу  $Q_{\rm T} = 1400$  Вт. Для стального кокиля при  $q = 70 \cdot 10^3$  Вт/м<sup>2</sup> и  $F_{\rm K} = 3,44 \cdot 10^{-2}$  м<sup>2</sup> имеем  $Q_{\rm K} = 2408$  Вт. По соотношению  $\frac{Q'_{\rm KP}}{Q_{\rm T} + Q_{\rm K}}$  определим время т отвода теплоты при кристаллизации сплава, которое получили рав-

ное 37 с. Температура контакта между отливкой и тепловой

трубой (стенкой кокиля) в начальный период разливки определяется по выражению [8]

$$t_{\rm K} = \frac{t_{\rm o} + K_b t_{\rm KH}}{1 + K_b},\tag{2}$$

где  $t_0$  и  $t_{\rm kh}$  – начальная температура металла отливки и стенки тепловой трубы (кокиля);  $K_b = b_2/b_1 = \sqrt{C_2\rho_2\lambda_2}/\sqrt{C_1\rho_1\lambda_1}$  – критерий теплоаккумулирующих способностей тепловой трубы (стенки кокиля)  $b_2$  и металла отливки  $b_1$ .

После подстановки в приведенное выше выражение исходных данных  $t_0 = 300$  °C,  $t_{\rm kh} = 177$  и 150 °C получаем  $b_1 = 7,51\cdot10^3$  и  $b_2 = 12,8\cdot10^3$  Дж/(м<sup>2</sup>·K·c<sup>0,5</sup>);  $K_b = 1,7$ ;  $t_{\rm kh} = 223$  и 206 °C – температуры между отливкой и тепловой трубой и между отливкой и стенкой кокиля.

Коэффициент теплоотдачи при заливке сплава в кокиль определяется из критериального уравнения [9]

$$Nu = 0,343 \,\text{Re}^{0.5} \,\text{Pr}^{0.4}, \qquad (3)$$

где в выражениях Nu и Re в качестве характерного параметра записывается толщина  $\delta_{\tau}$  турбулентного пограничного слоя, определяемая по формуле

$$\delta_{\rm T} = \frac{5,83\sqrt{\rm vx}}{\omega^{0.5}\,{\rm Pr}^{0.4}};\tag{4}$$

здесь x = 0,08 м – расстояние от верхней части кокиля до рассматриваемого сечения.

При параметрах полой отливки  $F_0 = 0,48 \cdot 10^{-2} \text{ м}^2$ ,  $V_0 = 0,544 \cdot 10^{-3} \text{ м}^3$ , времени заливки кокиля металлом  $\tau = 20 \text{ с}$  получаем значение скорости заливки  $\omega = 5,7 \cdot 10^{-3} \text{ м/c}$ . После подстановки в приведенные выражения исходных данных получаем:  $\delta_{\rm T} = 64,6 \cdot 10^{-3} \text{ м}$ ; Re = 1674; Nu = 2,25 и  $\alpha_{\rm M} = 1219 \text{ Bt/(M}^2 \cdot \text{K})$ .

Плотность теплового потока в стенку тепловой трубы  $q_{\rm T}$  и кокиля  $q_{\rm K}$  при заливке расплава определяется по формуле

$$q = \alpha_{\rm M} (t_{\rm o} - t_{\rm K}). \tag{5}$$

После подстановки в уравнение (5) исходных данных получаем значения  $q_{\rm T} = 10^5$  Вт/м<sup>2</sup> и  $q_{\rm K} = 1,207 \cdot 10^5$  Вт/м<sup>2</sup>. При площади поверхности контакта трубы с расплавом  $F_{\rm T} = 2 \cdot 10^{-2}$  м<sup>2</sup> и кокиля  $F_{\rm K} = 3,44 \cdot 10^{-2}$  м<sup>2</sup> при времени заливки расплава  $\tau = 20$  с получаем количество тепла расплава, переданного соответственно тепловой трубе  $Q_{\rm T} = 40 \cdot 10^3$  Дж и кокилю  $Q_{\rm K} = 83 \cdot 10^3$  Дж. Общее количество тепла расплава, переданного при заливке в кокиль  $Q_{\rm R} = 123 \cdot 10^3$  Дж.

*Анализ теплообмена в тепловой трубе.* При установленном значении  $t_{\rm krr} = 223$  °C, плотности теплового потока  $q = 70 \cdot 10^3$  Вт/м<sup>2</sup> в тепловую трубу от разливаемого сплава из формулы

$$q = \frac{\lambda \Delta t_{\rm H}}{\delta_{\rm TH}} \tag{6}$$

определяется перепад температур  $\Delta t_{\rm H} = t_{\rm kT} - t_1$  в зоне нагрева трубы и температура  $t_1$  на ее внутренней поверхности. После подстановки в уравнение (6) исходных данных получаем  $\Delta t_{\rm H} = 17$  °C и  $t_1 = 206$  °C. Значения коэффициентов теплоотдачи при кипении  $\alpha_{\rm k}$  и конденсации  $\alpha_{\rm kH}$  теплоносителя в трубе принимается из результатов анализа теплообмена в тепловой трубе [10] при охлаждении металла в форме:  $\alpha_{\rm k} = 4677$  Вт/(м<sup>2</sup>·K) и  $\alpha_{\rm kH} = 810$  Вт/(м<sup>2</sup>·K).

Температура *t<sub>s</sub>* насыщения теплоносителя в тепловой трубе определяется из выражения

$$q = \alpha_{\kappa} (t_1 - t_s), \tag{7}$$

после подстановки в которое исходных данных получаем  $t_s = 191$  °C.

Средняя температура t<sub>2</sub> внутренней поверхности тепловой трубы в зоне охлаждения определяется по формуле

$$q = \alpha_{\rm KH} \left( t_s - t_2 \right), \tag{8}$$

после подстановки исходных данных в которое получаем  $t_2 = 105$  °C.

Температура  $t'_2$  наружной поверхности тепловой трубы в зоне охлаждения определяется из уравнения (6) при  $\Delta t = t_2 - t'_2$ , после подстановки в которое исходных данных при  $\delta_{_{TO}} = 2,5 \cdot 10^{-3}$  м получаем  $\Delta t = 4$  °C и  $t'_2 = 101$  °C.

Теплообмен в зоне охлаждения тепловой трубы с воздухом описывается критериальным выражением [6]

Nu = 0,332 Re<sup>0,5</sup> Pr<sup>0,33</sup> 
$$\left(\frac{Pr}{Pr_c}\right)^{0,25}$$
. (9)

После подстановки в формулу (9) исходных данных:  $\omega_{\rm B} = 1,5 \text{ м/c}; d_{\rm ro} = 4,5 \cdot 10^{-2} \text{ м}; v_{\rm B} = 0,166 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2/\text{c}; \lambda_{\rm B} = 2,65 \cdot 10^{-2} \text{ Вт/(м·K)}; \text{ Pr} = 0,71, получаем Re = 4100; Nu = 18,6 и \alpha_{\rm p} = 11 \text{ Вт/(м}^2 \cdot \text{K}).$ 

Тепловой поток, отводимый воздухом с поверхности зоны охлаждения тепловой трубы, определяется по выражению

$$Q_{\rm B} = \alpha_{\rm K} F_{\rm TO} \Delta t, \qquad (10)$$

где  $\Delta t = t'_2 - t_{\rm B}$  – перепад температур между поверхностью тепловой трубы и воздухом.

После подстановки в уравнение (10) исходных данных:  $F_{\tau o} = 0,109 \text{ m}^2$ ;  $t'_2 = 101 \text{ °C}$  и  $t_{\rm B} = 30 \text{ °C}$ ;  $\alpha_{\rm B} = 11 \text{ BT/(M}^2 \cdot \text{K})$ получаем  $Q_{\rm B} = 85 \text{ BT}$ . В результате количество тепла, отданного тепловой трубой в окружающую среду за характерное время  $\tau = 120$  с определяется из выражения баланса тепла

$$(C_{o}m_{o}t_{o} + Q_{\rm kp}) - (Q_{\rm k}' + Q_{\rm M}') = C_{o}m_{o}t_{o}'.$$
 (11)

После подстановки в приведенное выражение исходных данных:  $Q_{\kappa} = 2408$  Вт и  $Q_{\tau} = 1400$  Вт;  $m_0 = 6,17$  кг;  $t_0 = 305$  °C получаем  $t'_0 = 168$  °C.

Толщина корочки отливки, образующаяся на стенке тепловой трубы  $\xi_{\rm r}$  и стенке кокиля  $\xi_{\rm k},$  определяется по выражению

$$\xi = \beta \sqrt{\tau},\tag{12}$$

где  $\beta = \sqrt{\lambda/(r\rho)}\sqrt{t_o - t_\kappa}$  – коэффициент затвердевания металла.

После подстановки в приведенные выражения исходных данных:  $t_{\rm k} = t_{\rm kr} = 223 \,^{\circ}{\rm C}$ ;  $t_{\rm k} = t_{\rm kr} = 206 \,^{\circ}{\rm C}$  получаем  $\xi_{\rm r} = 3.25 \cdot 10^{-3} \sqrt{\tau}$ ,  $\xi_{\rm k} = 3.59 \cdot 10^{-3} \sqrt{\tau}$ .

На рис. 4 приведены зависимости толщин корочек  $\xi_{\rm r}$  и  $\xi_{\rm k}$  от времени затвердевания отливки при условии, что максимальное значение ( $\xi_{\rm r}+\xi_{\rm k}$ ) =  $\delta_{\rm o}$  = 0,02 м. Из рис. 4 следует, что максимальные значения  $\xi_{\rm r}$  = 9,5  $\cdot 10^{-3}$  м и  $\xi_{\rm k}$  = 10,5  $\cdot 10^{-3}$  м достигаются за  $\tau_{\rm M}$  = 8,5 с.

При установленных параметрах разливки в кокиль свинцово-сурьмянистого сплава определим параметры разливки в кокиль стали.

Из равенства критериев подобия Фурье  $Fo_{M} = Fo_{H}$ определяется время заливки в кокиль стали  $\tau_{H}$  при условии, что  $x_{M} = x_{H} = l = 0,114$  м. Тогда после подстановки в выражения  $Fo_{M}$  и  $Fo_{H}$  исходных данных при  $\tau_{M} = 20$  с получаем:  $\tau_{H} = 4,7\tau_{M}$  и  $\tau_{H} = 94$  с. При формировании толщины отливки  $\delta_{M} = \delta_{H} = 0,02$  м для натурных условий при  $\tau_{M} = 8,5$  с значение  $\tau_{H} = 40$  с.

Из равенства критериев Коссовича Ко<sub>м</sub> = Ко<sub>н</sub> определяется для натурных условий температура  $t_{\rm B}$  окружающей среды, под которой подразумевается температура стенки кокиля  $t'_{\rm кк}$  и тепловой трубы  $t'_{\rm кт}$ . В результате подстановки в критерий Ко<sub>м</sub> параметров при разлив-



Рис. 4. Зависимости толщин корочек отливки от времени: *I* – на стенке тепловой трубы; *2* – на стенке кокиля; *3* – суммарное значение

ке сплава и  $t_{\rm kk} = 206$  °C получаем значение Ko<sub>M</sub> = 1,72. При  $t_{\rm kr} = 223$  °C имеем Ko<sub>M</sub> = 2,1. Тогда при разливке стали и  $t_{\rm oH} = 1486$  °C получаем значения  $t'_{\rm kk} = 1098$  °C;  $t'_{\rm kr} = 1156$  °C.

**Выводы.** Выполненное моделирование охлаждения полой стальной отливки на свинцово-сурьмянистом сплаве в кокиле с тепловой трубой позволяет определить необходимое время формирования заданной толщины отливки, температуры стенок кокиля и тепловой трубы.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Пат. № 2419511 РФ. Устройство для получения отливок / Стулов В.В., Макаров С.С., Севастьянов А.М. // Изобретения. Полезные модели. 2011. № 15. С. 5.
- Пат. № 2424872 РФ. Способ получения отливок в кокиле / Стулов В.В., Макаров С.С., Севастьянов А.М. // Изобретения. Полезные модели. 2011. № 21. С. 6.
- Стулов В.В., Макаров С.С., Севастьянов А.М. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2010. № 10. С. 12 – 16.
- Одиноков В.И., Стулов В.В. Литейно-ковочный модуль (литье и деформация). – Владивосток: Дальнаука, 1998. – 150 с.
- Теплофизические свойства веществ. Справочник / Под ред. Н.Б. Варгафтика. – М.-Л.: Госэнергоиздат, 1956. – 386 с.
- Тепло- и массообмен. Теплотехнический эксперимент. Справочник. / Е.В. Аметистов, В.А. Григорьев, Б.Т. Ельцев и др. М.: Энергоатомиздат, 1982. – 512 с.
- Островский О.И., Григорян В.А., Вишкарев А.Ф. Свойства металлических расплавов. – М.: Металлургия, 1988. – 304 с.
- **8.** Петриченко А.М. Теория и технология кокильного литья. - К.: Техніка, 1967. - 250 с.
- Специальные способы литья. Справочник. / В.А. Ефимов, Г.А. Анисович, В.Н. Бабич и др. – М.: Машиностроение, 1991. – 736 с.
- **10.** Стулов В.В., Севастьянов А.М. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2011. № 2. С. 66 – 71.

© 2013 г. В.В. Стулов, Н.А. Богданова Поступила 18 июня 2012 г.

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

УДК 620.179:599.382

# Сувень Чен<sup>1, 2</sup>, Гуои Танг<sup>1</sup>, Шеньхуа Сонг<sup>2</sup>, Гуолин Сонг<sup>1</sup>, В.Е. Громов<sup>3</sup>

 <sup>1</sup> Институт перспективных материалов, Высшая школа постдипломного образования в г. Шеньжень, Университет Циньхуа (Китай)
 <sup>2</sup> Факультет материаловедения и инженерии, Высшая школа постдипломного образования в г. Шеньжень, Харбинский технологический институт (Китай)
 <sup>3</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛОСОВОЙ СТАЛИ Q235\*

Аннотация. Успешно проведена электроимпульсная обработка низкоуглеродистой полосовой стали Q235. По сравнению с обычной термической электроимпульсная обработка позволяет получить полосовую сталь с такими же или даже лучшими механическими свойствами. Выявлено, что напряжение 180 В и частота 500 Гц являются оптимальными, обуславливают предел прочности на растяжение и удлинение при растяжении 371 МПа и 47,5 % соответственно. Исследования с помощью оптической микроскопии показали, что электроимпульсная обработка полосовой стали Q235 с напряжением 180 В и частотой 500 Гц может ускорить образование полностью рекристаллизованной микроструктуры, размер зерен в которой становится меньше и однороднее по сравнению с удлиненным зерном холоднокатаного образца. Электроимпульсная обработка с меньшей частотой обеспечивает лишь частичную рекристаллизацию зерен, а с большей частотой – рост зерен в образце. И в том и в другом случае не представляется возможным получить удовлетворительное сочетание прочности и деформируемости стали

Ключевые слова: электроимпульсная обработка, обычная термическая обработка, механические свойства, микроструктура.

# EFFECT OF ELECTROPULSING TREATMENT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF Q235 STEEL STRIP

*Abstract.* The elctropulsing treatment (EPT) has been successfully applied to the processing of a low carbon Q235 steel strip. Comparing with the conventional heat treatment (CHT), a proper EPT is capable of achieving the similar or even better effect on the mechanical properties of the steel strip. It was found that the optimum combination of the EPT parameters are 180 V in voltage and 500 Hz in frequency (180 V – 500 Hz) leading to a combination of tensile strength-elongation of 371 MPa – 47,5 %. Optical microscopy analyses indicates that the EPT/180 V – 500 Hz for Q235 steel strip can accelerate the formation of the completely recrystallized microstructure in which the grain size become relatively finer and more uniform compared to the elongated one formed in the cold-rolled sample. Such phenomenon is consistent with the improvement of the mechanical performance of the Q235 steel sample under the EPT. However, the EPT with inadequate frequency can only result in partial recrystallization of the grains, while the one with an exceed frequency may lead to the apparent grain growth within the sample. Both cases can not produce satisfactory combination of strength and ductility for the steel samples.

Keywords: electropulsing treatment, the conventional heat treatment, mechanical properties, microstructure.

Впервые электроимпульсная обработка (ЭИО) была использована для снижения сопротивления деформированию металлов в 1969 г. [1]. Такая обработка является методом мгновенного ввода энергии, который в настоящее время широко применяется для улучшения микроструктуры и механических свойств материалов. Работы Ванга и его коллег [2, 3] показывают, что улучшение пластичности листа ТА15 можно получить при помощи вызванными ЭИО локальной рекристаллизации и возврата. Конрад и другие ученые [4, 5] установили, что ЭИО измельчает зерна и увеличивает скорость зарождения центров кристаллизации в ходе отжига холоднодеформированной меди. Это явление объясняется повышенной подвижностью дислокаций под воздействием ЭИО [6]. Чжу и Ли [7-9] обнаружили, что при испытании на растяжение под воздействием ЭИО можно получить большее удлинение образца сплава Zn – Al по сравнению с обычным испытанием. Влияние электрических импульсов на удлинение может быть объяснено динамикой дислокаций и эволюцией микроструктуры. Исследования, выполненные Лиу и другими учеными [10], показывают, что ЭИО может увеличивать эффект памяти формы сплава на основе железа в результате ускорения выделения частиц карбида ниобия NbC. В работах [11-13] Сюй и другие исследователи получили ультрамелкие зерна при рекристаллизации в холоднокатаной полосе AZ31 с использованием ЭИО, при этом рекристаллизация во время обработки может быть вызвана ускорением движения дислокаций и их аннигиляцией, а также повышением подвижности

<sup>\*</sup> Работа выполнена в рамках грантов 12-02-00092-а, 11-02-91150-ГФЕН\_а РФФИ и государственного заказа Минобрнауки РФ № 2.4807.2011.

вакансий. В целом ЭИО, вероятнее всего, способствует улучшению пластичности металлов или сплавов без ухудшения их прочностных свойств.

Низкоуглеродистая сталь Q235 широко используется как конструкционный материал, поскольку обладает хорошими механическими свойствами (предел текучести при комнатной температуре 235 МПа) и превосходной пластичностью. При производстве полосовой стали Q235 используется холодная прокатка, что обычно приводит к наклепу, и следовательно, необходим отжиг. Обычная термическая обработка (ОТО) стали в печи, как правило, занимает много времени, при этом потребляется большое количество энергии. Для того, чтобы уменьшить затраты энергии и улучшить механические свойства полосовой стали, в настоящей работе была успешно использована ЭИО холоднокатаной полосовой стали Q235.

В качестве исследуемого материала использовали промышленную полосовую сталь Q235 шириной 20 мм и толщиной 1 мм. Химический состав стали следующий: 0,098 % C, 0,38 % Mn, 0,12 % Si, 0,027 % S, 0,002 % P и 0,025 % Cr, остальное железо (по массе). Для сравнительного изучения проводили ЭИО и ОТО.

Процесс типичной ЭИО схематично представлен на рис. 1. В реальном масштабе времени образец полосовой стали Q235, двигающийся с постоянной скоростью 14 м/мин между двумя контактами, расположенными на расстоянии 300 мм друг от друга, подвергали воздействию электрических импульсов. Время, необходимое полосе для преодоления расстояния от анода к катоду, составляло около 21 с. Для подачи электрических импульсов использовали изготовленный в лабораторных условиях генератор. Давление между электродными роликами и полосой поддерживали на достаточном уровне для обеспечения хорошего электрического контакта, при котором не вызываются нежелательные деформации полосы. Использовали электрические импульсы длительностью около 70 мкс с разными напря-



Рис. 1. Схема процесса ЭИО

жением и частотой. Характеристики тока (частоту f, среднеквадратичное значение плотности тока ( $J_e$ ), амплитуду и длительность импульсов тока) регистрировали датчиком Холла, соединенным с осциллографом. Температуру T образца полосы Q235 измеряли инфракрасным термоскопом Raytek MX2. Параллельно с этим для сравнения осуществляли ОТО такого же образца Q235 в печи при 873 К в течение 2 ч. Электроимпульсную и термическую обработки выполняли в естественных атмосферных условиях; параметры этих обработок приведены в таблице.

Поверхности образцов после ЭИО и ОТО полировали и травили раствором (4 % азотной кислоты и 96 % этилового спирта). Исследования проводили с помощью оптического микроскопа. Испытания на растяжение образцов размерами 100×20×1 мм были выполнены на универсальной испытательной машине при скорости траверса 5 мм/мин.

Как можно судить по перечисленным в таблице параметрам, температура образца в процессе ЭИО возрастает с увеличением частоты при том же напряжении или с увеличением напряжения при той же частоте. Более высокая частота или напряжение приводит к росту среднеквадратичного значения плотности тока и более выраженным термическим и атермическим эффектам [14].

| Обработка    | <i>U</i> , B | <i>f,</i> Гц | $J_m$ , А/мм <sup>2</sup> | $J_e$ , А/мм <sup>2</sup> | <i>Т</i> , К | σ <sub>p</sub> , МПа | <i>e</i> , % |
|--------------|--------------|--------------|---------------------------|---------------------------|--------------|----------------------|--------------|
| ХП           | -            | _            | -                         | _                         | 298          | 728                  | 3,4          |
| OTO          | _            | —            | _                         | —                         | 873          | 361                  | 44,5         |
| ЭИО <i>1</i> | 150          | 500          | 121                       | 10,26                     | 533          | 658                  | 6,9          |
| ЭИО 2        | 180          | 300          | 114                       | 12,57                     | 460          | 665                  | 6,5          |
| ЭИО 3        | 180          | 500          | 107                       | 14,57                     | 674          | 371                  | 47,5         |
| ЭИО 4        | 180          | 700          | 114                       | 16,76                     | 883          | 426                  | 22,6         |
| ЭИО 5        | 200          | 500          | 130                       | 17,33                     | 823          | 376                  | 34,5         |
| ЭИО б        | 220          | 500          | 137                       | 18,00                     | 903          | 540                  | 11,9         |

#### Параметры ЭИО и ОТО для полосовой стали Q235

П р и м е ч а н и е. ХП – холодная прокатка; U – напряжение; f – частота;  $J_m$  – амплитуда плотности тока при электроимпульсной обработке;  $J_e$  – средне-квадратичное значение плотности тока в процессе ЭИО (связанное с выделением джоулева тепла); T – температура;  $\sigma_p$  – предел прочности на растяжение; e – удлинение.

Значения предела прочности при растяжении и удлинение холоднокатаных образцов после ЭИО и ОТО также приведены в таблице. В состоянии после холодной прокатки предел прочности при растяжении составлял 728 МПа, удлинение – 3,4 %. После ОТО стального образца предел прочности при растяжении был снижен до 361 МПа, а удлинение составляло 44,5 %. После ЭИО с той же частотой (500 Гц) предел прочности при растяжении составлял 658, 371 и 540 МПа при изменении подаваемого напряжения от 150 В до 180, 200 и 220 В с изменением удлинения от 6,9 % до 47,5, 34,5 и 11,9 % соответственно. Таким образом, оптимальное сочетание прочности и пластичности полосовой стали Q235 получено с помощью ЭИО при напряжении 180 В. В таких условиях и прочность (371 МПа), и пластичность (47,5 %) образцов стали выше, чем характеристики, полученные путем применения ОТО (361 МПа и 44,5 %). Хотя разница в характеристиках образцов стали, полученных после ЭИО и ОТО, не столь значительна, однако существенное преимущество ЭИО заключается в значительной экономии энергии по сравнению с использованием ОТО. При одинаковом (180 В) напряжении оба параметра (прочность и пластичность) обрабатываемых образцов меняются в зависимости от частоты, и наилучшие значения этих параметров получены при частоте 500 Гц. Таким образом, оптимальное сочетание электрических характеристик ЭИО для полосовой стали Q235: напряжение 180 В, частота 500 Гц.

Микроструктуры образцов, подвергнутых различной обработке, показаны на рис. 2. Микроструктура холоднокатаных образцов удлиненная (рис. 2, a), после ОТО удлиненная структура стали переходит в рекристаллизованную, в которой зерна довольно мелкие и однородные (рис. 2,  $\delta$ ). После проведения ЭИО при различных параметрах удлиненная микроструктура стали трансформируется в другие виды. В образцах, обрабатываемых электрическими импульсами при U = 180 В и  $f = 300 \, \Gamma$ ц, только небольшая часть удлиненной микроструктуры рекристаллизуется (рис. 2, в). Скорее всего это происходит из-за того, что температура (460 К) образцов во время ЭИО слишком низкая, чтобы инициировать процесс рекристаллизации. Микроструктура образцов, полученная при использовании ЭИО (при U = 180 B и f = 500 Гц), схожа со структурой, полученной при ОТО. В этом случае температура образцов составляет 674 К, что на 200 К меньше, чем при ОТО (см. таблицу). Это говорит о том, что ЭИО может значительно способствовать кинетике процесса рекристаллизации. После ЭИО при U = 180 В и f = 700 Гц происходит рост зерен в стали, ее микроструктура становится менее однородной. Это, вероятно, происходит из-за того, что температура при ЭИО (883 К) слишком высока для рекристаллизации и приводит к худшему сочетанию значений прочности и пластичности.

Поскольку рекристаллизацию можно объяснить движением и взаимодействием дислокаций, то повышенная подвижность дислокаций, вызванная электрическими импульсами, может способствовать процессу рекристаллизации. Ряд исследований [15 – 17] показал, что взаимосвязь между электронами и дислокациями определяет термический и атермический эффекты, когда металлы подвергаются действию электрических импульсов. Тем не менее, реальный механизм атермического эффекта до сих пор не совсем ясен. Одно возможное объяснение может заключаться в дополнительной силе, которая возникает при воздействии электронов на дислокации – так называемый «ветер электронов» [4]. Предполагается, что электрические импульсы могут ускорять миграцию вакансий, связанную с переползанием дислокаций. Переползание дислокаций тесно взаимосвязано с суммарным потоком диффундирующих атомов (*J*) [18]



Рис. 2. Микроструктура образцов, подвергнутых различным видам обработки: *а* – холодная прокатка; *б* – ОТО; *в* – ЭИО при *U* = 180 В, *f* = 300 Гц; *г* – ЭИО при *U* = 180 В, *f* = 500 Гц; *д* – ЭИО при *U* = 180 В, *f* = 700 Гц

$$J = J_{th} + J_{ath} = J_{th} + \frac{D_1}{kT} \Big( K_{ew} \Omega J_m + N_1 \rho e Z_1^* J_m \Big); \quad (1)$$

здесь  $J_{th}$  и  $J_{ath}$  – поток диффундирующих атомов, вызванный термическим и атермическим эффектом;  $D_1$  – коэффициент диффузии в решетке; k – постоянная Больцмана;  $\Omega$  – объем атома;  $N_1$  – количество атомов решетки на единицу объема; T – абсолютная температура;  $K_{ew}$  – коэффициент силы «ветра электронов»;  $eZ_1^*$  – эффективный заряд атомов решетки.

В дополнение к этому число дислокаций, переползающих на границы субзерен за единицу времени, в терминах  $n_c$  можно записать в виде уравнения [19]:

$$\frac{dn_c}{dt} = J\frac{\Omega}{b},\tag{2}$$

где *b* – вектор Бюргерса.

Из уравнения (1) хорошо видно, что даже если поток диффундирующих атомов по причине термического эффекта в электроимпульсном процессе мал при относительно низкой температуре, можно значительно увеличить значение J путем увеличения  $J_m$ . Поэтому в соответствии с уравнением (2) переползание дислокаций на границы субзерен за единицу времени может быть значительно ускорено.

Детальный механизм атермического эффекта может быть описан следующим образом. Известно, что движение электронов происходит в интервале между  $K_0$  и  $K_{max}$ черезопределенные промежутки времени, когда металлы подвергаются воздействию электрических импульсов. Значение  $K_{max}$  увеличивается с ростом  $J_m$  ( $K_{max} = m^* v_{max} =$  $= m^* J_m / en$ , где  $m^* -$  эффективная масса электрона;  $v_{max}$ максимальная скорость электронов; e - заряд электрона; n - плотность электронов). В соответствии с законом сохранения импульса импульс силы может трансфор-

мироваться в ударную силу  $K_{\max} = \int_{0}^{1} F dt$ , где F – ударная

сила,  $\tau$  — длительность электрических импульсов. По причине малой (70 мкс) длительности импульсов в этих экспериментах сила воздействия электронов может становиться значительной, что в дальнейшем ускоряет неравномерное движение атомов, основанное на термическом эффекте (влияние джоулева тепла). Безусловно, чем выше  $J_m$ , тем сильнее атермический эффект при резком увеличении F.

При ЭИО полосовой стали Q235 совместно проявляются термический и атермический эффекты. Необходимо отметить, что атермический эффект, способствующий пластической деформации, нуждается в дальнейшем изучении. **Выводы.** Проведена электроимпульсная обработка низкоуглеродистой полосовой стали Q235. Выявлены оптимальные параметры ЭИО, приводящие к наилучшему сочетанию прочности и пластичности образцов. Обнаружено, что наилучшим сочетанием параметров ЭИО является напряжение 180 В и частота 500 Гц, при которых предел прочности при растяжении и удлинение при растяжении составляют 371 МПа и 47,5 % (это лучшие характеристики по сравнению с характеристиками после ОТО). После ЭИО микроструктура образцов полностью рекристаллизована, зерна мелкие и однородные, что вызывает улучшение механических характеристик (наилучшее сочетание прочности и пластичности) полосовой стали после ЭИО.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Троицкий О.А. // Письма в ЖЭТФ. Т. 2. № 10. С. 18 22.
- Wang Z., Song H. // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 470. P. 522 – 530.
- **3.** Wang Z., Song H. // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2009. Vol. 19. P. 409 413.
- 4. Conrad H., Karam N., Mannan S. // Scripta Materialia. 1983. Vol. 17. P. 411 – 416.
- 5. Conrad H., Karam N., Mannan S. // Scripta Materialia. 1984. Vol. 18. P. 275 280.
- Электростимулированная пластичность металлов и сплавов / В.Е. Громов, Л.Б. Зуев, Э.В. Козлов, В.Я. Целлермаер. – М.: Недра, 1996. – 290 с.
- Zhu Y.H., Lee W.B., Liu X.M. et al. // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 501. P. 125 – 132.
- To S., Zhu Y.H., Lee W.B. et al. // Materials Transaction. 2009. Vol. 50. P. 1105 – 1112.
- **9.** To S., Z h u Y.H., L e e W.B. et al. // Materials Transaction. 2009. Vol. 50. P. 2772 – 2777.
- Liu W.B., Wen Y.H., Li N., Yang S.Z. // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 472. P. 591 – 594.
- X u Z.H., Tang G.Y., Ding F. et al. // Applied Physics A. 2007. Vol. 88. P. 429 – 433.
- Guan L., Tang G.Y., Jiang Y.B., Chu P.K. // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 487. P. 309 313.
- Guan L., Tang G.Y., Chu P.K., Jiang Y.B. // Journal of Materials Research. 2009. Vol. 24. P. 3674 – 3679.
- Jiang Y.B., Tang G.Y., Guan L. et al. // Journal of Materials Research. 2008. Vol. 23. P. 2685 – 2690.
- Troitskii O.A., Spitsyn V.I., Sokolov N.V., Ryzhkov V.G. // Physica Status Solidi A. 1979. Vol. 52. P. 2685 – 2690.
- Sprecher A.F., Mamnnan S.L., Conrad H. // Acta Materialia. 1986. Vol. 34. P. 1145 1150.
- Okazaki K., Kagawa M., Conard H. // Materials Science and Engineering A. 1980. Vol. 45. P. 109 – 116.
- Sprecher F., Mannan S.L., Conrad H. // Acta Materialia. 1983. Vol. 17. P. 769 – 772.
- **19.** X u Z.H., Tang G.Y., Tian S.Q. et al. // Journal of Materials Research. 2007. Vol. 182. P. 128 133.

© 2013 г. Сувень Чен, Гуои Танг, Шеньхуа Сонг, Гуолин Сонг, В.Е. Громов Поступила 12 декабря 2012 г. УДК 669.295-15:621.7.072

#### С.Г. Молотков<sup>1</sup>, Л.П. Бащенко<sup>2</sup>, Е.А. Будовских<sup>2</sup>, В.Е. Громов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Кузбасская государственная педагогическая академия <sup>2</sup>Сибирский государственный индустриальный университет

# МОДЕЛИРОВАНИЕ НАГРЕВА ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМ ЛЕГИРОВАНИИ С УЧЕТОМ ФОРМЫ ТЕПЛОВОГО ИМПУЛЬСА<sup>\*</sup>

Аннотация. Проведено моделирование нагрева поверхности металлов и сплавов при обработке импульсной многофазной плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва проводников. Глубину зоны оплавления определяли при двух формах импульса – прямоугольном и бимодальном, который соответствует структуре струи, включающей быстрый плазменный фронт и относительно медленный тыл, содержащий конденсированные частицы продуктов взрыва. Сравнение результатов моделирования показало, что форма импульса незначительно сказывается на глубине зоны легирования.

*Ключевые слова*: импульсные многофазные плазменные струи, электровзрывное легирование, нагрев поверхности, металлы и сплавы, глубина зоны оплавления, форма импульса.

# MODELING OF HEATING THE METAL SURFACE DURING ELECTROEXPLOSIVE ALLOYING WITH DIFFERENT SHAPE OF THE HEAT PULSE

*Abstract.* The simulation of the heating of the surface of metals and alloys during the treatment by multi-phase pulsed plasma jet formed from the products of explosion of electrical conductors is held. The depth of the melting zone was determined for the two pulse shapes – rectangular, and bimodal, which corresponds to the structure of the jet, including rapid plasma front and relatively slow rear containing condensed particles of the explosion products. Comparison of the simulation results showed that the pulse shape has little effect on the depth of the alloying zone.

Keywords: multi-phase pulsed plasma jet, electroexplosive alloying, heating of the surface, metals and alloys, depth of the zone melting, pulse shape.

В последние годы получили развитие методы упрочнения металлов и сплавов, основанные на использовании концентрированных потоков энергии. К ним, в частности, относятся электровзрывное легирование (ЭВЛ), которое позволяет проводить локальное упрочнение поверхности в местах ее наибольшего разрушения при эксплуатации и увеличивать функциональные свойства в несколько раз [1]. Суть ЭВЛ состоит в модификации структурнофазовых состояний при плавлении и насыщении поверхностных слоев металлов продуктами электрического взрыва проводников с последующей самозакалкой. При осуществлении ЭВЛ тепловым источником, как и источником легирующих элементов, является многофазная плазменная струя, которая всегда содержит частицы конденсированной фазы продуктов взрыва проводников (металлической фольги, углеродных волокон и др.).

При формировании струи конденсированные частицы отстают от плазменного компонента, поэтому можно говорить о ее строении, выделяя высокоскоростной плазменный фронт и относительно медленный тыл, содержащий конденсированные частицы. По имеющимся в литературе оценкам [1] скорости плазменного фронта и конденсированных частиц тыла струи составляют величину порядка 10 и 1 км/с соответственно. В связи с этим импульс теплового воздействия на поверхность при ЭВЛ является как минимум двумодальным. Ранее при анализе результатов ЭВЛ эта особенность не учитывалась.

Целью настоящей работы является разработка модели расчета толщины зоны легирования с учетом формы импульса.

Предложенная модель содержит следующие упрощения.

1. В модели не учитываются энергия теплового излучения с облучаемой поверхности, энергия экзотермической реакции продуктов взрыва проводника с элементами материала основы и выделение скрытой теплоты плавления при кристаллизации зоны легирования; их суммарный тепловой эффект считается равным нулю.

2. Толщина зоны легирования много меньше ее диаметра, поэтому считается, что плазменная струя, служащая инструментом воздействия на поверхность, может рассматриваться как плоский тепловой источник.

Для того, чтобы оценить время процесса, определяющее толщину зоны легирования, необходимо знать зависимость температуры T от координаты x, отсчитываемой от поверхности в глубь слоя, и от времени t, а также от величины и формы импульса плотности мощности, падающего на поверхность. Для решения поставленной задачи запишем уравнение теплопроводности

$$\left(\frac{\partial}{\partial t} - a \frac{\partial^2}{\partial x^2}\right) T = 0 \tag{1}$$

 <sup>\*</sup> Работа выполнена при поддержке госзадания Минобрнауки РФ № 2.4807.2011.

с граничным условием второго рода для плотности мощности и начальным условием для температуры в виде

$$q(t) = \lambda \frac{\partial T}{\partial x}\Big|_{x=0}, \ T(x,0) = 300 \ K,$$
(2)

где  $a = \lambda/c\rho$  – температуропроводность;  $\lambda$  – коэффициент теплопроводности; c – удельная теплоемкость;  $\rho$  – плотность.

Решение одномерного уравнения (1) с условиями (2) для полубесконечной среды  $0 \le x < \infty$  может быть записано [2] в следующем виде:

$$T(x,t) = \frac{1}{\lambda} \sqrt{\frac{a}{\pi}} \int_{0}^{t} \frac{q(t-\xi)}{\sqrt{\xi}} \exp\left(-\frac{x^2}{4a\xi}\right) d\xi.$$
 (3)

Рассмотрим решение (3) уравнений (1, 2) в частных случаях.

1. Пусть плотность мощности имеет вид прямоугольных импульсов:

$$q(t) = q_{\max} \left[ H(t) - H(t - \tau) \right],$$

где ступенчатая функция Хевисайда определяется

$$H(x) = \begin{cases} 0, \ t < 0; \\ 1, \ t \ge 0; \end{cases}$$

здесь  $\tau = 100$  мкс – характерное время обработки (время импульса);  $q_{\text{max}}$  – максимальная плотность мощности на оси струи.

В расчетах использованы следующие параметры для титана [3]:  $\lambda = 24$  Вт/(м·К); c = 700 Дж/(кг·К);  $\rho = 4320$  кг/м<sup>3</sup>; температура плавления  $T_{nn} = 1944$  К. На рис. 1, a - e показано поле температуры в зависимости от координаты и времени для различных максимальных значений плотности мощности (1, 2 и 3 ГВт/м<sup>2</sup>). На рис. 1, c - e показана плоскость, соответствующая температуре  $T_{nn}$  (светлым цветом на этой плоскости нанесено поле температуры основы, превышающей температуру плавления).

2. Пусть плотность мощности имеет двумодальный вид

$$q(t) = q_1(t) + q_2(t);$$

$$q_1(t) = E_{S1} \exp\left[\left(-\frac{t-A}{B}\right)^2\right];$$

$$q_2(t) = E_{S2} \exp\left[\left(-\frac{t-C}{D}\right)^2\right],$$
(4)



Рис. 1. Поле температуры *T* в зависимости от координаты *x* и от времени *t* (*a* – *e*) и поле температур, превышающих температуру плавления титана (*c* – *e*), для различных значений  $q_{\text{max}}$ :  $a - q_{\text{max}} = 10^9 \text{ Br/m}^2; \ 6 - q_{\text{max}} = 2 \cdot 10^9 \text{ Br/m}^2; \ 6 - q_{\text{max}} = 3 \cdot 10^9 \text{ Br/m}^2$ 



Рис. 2. Зависимость плотности потока энергии, рассчитанная по формуле (4)

где  $A = 10^{-7}$  с,  $B = 10^{-6}$  с,  $C = 5 \cdot 10^{-5}$  с,  $D = 5,1 \cdot 10^{-6}$  с,  $E_{S1} = 1,9 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup>,  $E_{S2} = 2,2 \cdot 10^9$  Вт/м<sup>2</sup> – параметры. График плотности мощности при таких параме-

График плотности мощности при таких параметрах показан на рис. 2. На рис. 3 приведены поле температуры в зависимости от координаты и от времени и плоскость, соответствующая температуре плавления титана (светлым цветом на этой плоскости нанесено поле температуры, превышающей температуру плавления).

Из сопоставления приведенных на рис. 1,  $\partial$  и 3,  $\delta$  результатов расчетов следует, что глубина зоны легирования титана практически не зависит от формы импульса теплового воздействия. Действительно, примерно одинаковая по времени и координате величина температуры, превышающая температуру облучаемой поверхности, достигается при одинаковых значениях плотности мощности и времени импульса.

**Выводы.** Представление зависимости плотности мощности от времени в виде прямоугольного импульса для многофазной плазменной струи продуктов электрического взрыва проводника при электровзрывном легировании является вполне обоснованным и упрощающим анализ предположением.



Рис. 3. Поле температуры в зависимости от координаты и от времени (*a*) и поле температур, превышающих температуру плавления титана (б)

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк: изд. СибГИУ, 2007. – 301 с.
- Карлслоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел. – М.: Наука, 1964. – 488 с.
- Свойства элементов. Справочник / Под ред. М.Е. Дрица. М.: Металлургия, 1984. – 671 с.

© 2013 г. С.Г. Молотков, Л.П. Бащенко, Е.А. Будовских, В.Е. Громов Поступила 10 апреля 2013 г. УДК 669.14.08.29:621.785

#### В.Е. Овчаренко<sup>1,2</sup>, А.А. Моховиков<sup>2</sup>, А.С. Игнатьев<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск) <sup>2</sup> Технологический институт Национального исследовательского Томского политехнического университета

# НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ И ЕГО ВЛИЯНИЕ НА СТОЙКОСТЬ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКОГО СПЛАВА ПРИ РЕЗАНИИ МЕТАЛЛА<sup>\*</sup>

- Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований наноструктурирования поверхностного слоя металлокерамического сплава карбид титана – никелевый сплав при импульсном электронно-пучковом облучении его поверхности. Приведены данные об особенностях наноструктурирования поверхностного слоя металлокерамического сплава при электронно-пучковом облучении в плазме газового разряда, содержащей аргон, аргон и азот, ксенон и азот, и их влияния на коэффициент трения на поверхности металлокерамического сплава и стойкость металлокерамических пластин при резании металла.
- *Ключевые слова*: металлокерамический сплав, электронный пучок, импульсное облучение, поверхностный слой, наноструктура, коэффициент трения, резание металла.

# NANOSTRUCTURING A SURFACE LAYER AND ITS INFLUENCE ON THE WEAR RESISTANT CHARACTERISTICS OF A SINTERED ALLOY IN METALL CUTTING

*Abstract.* The paper displays the results of experimental research of nanostructuring of a surface layer of titanium carbide – nickel sintered alloy at electron-beam exposure of its surface. Data on characteristics of nanostructuring of a surface layer of metal ceramic alloy exposed to electron beam of plasma gas discharge containing argon (argon and nitrogen) and (xenon and nitrogen and their influence on friction coefficient on the surface of metal ceramic alloy and wear resistant properties of metal ceramic plates during cutting are given.

Keywords: cermet, electron-beam, pulse irradiation, subsurface layer, nanostructure, friction coefficient, cutting of metals.

Одним из определяющих направлений развития промышленного производства является организация системных фундаментальных и прикладных исследований в области создания новых прорывных технологий и новых материалов для машиностроения. Первоочередными задачами являются обоснование требований к материалам, эксплуатируемым в экстремальных условиях, и разработка новых технологий создания и модификации структуры и свойств материалов. Особое внимание должно уделяться разработке и созданию новых технологий производства металлообрабатывающего инструмента нового поколения, способного работать в экстремальных условиях эксплуатации, обрабатывать материалы с высокими физическими и прочностными свойствами.

Одним из перспективных направлений создания высокоресурсного металлообрабатывающего инструмента является разработка методов формирования высокопрочных наноструктурных состояний в поверхностных слоях инструмента и выбор оптимального структурно-фазового состояния поверхностных слоев для экстремальных условий эксплуатации инструмента.

Физический смысл влияния наноструктурных состояний на механические свойства поверхностного слоя металлокерамического сплава заключается в перераспределении упругой энергии за счет взаимодействия упругих полей структурных элементов на наномасштабном уровне, снижении масштабного уровня локализации пластической деформации, более равномерном распределении упругих напряжений при внешнем механическом и/или температурном воздействии. В результате в значительной степени повышается энергия зарождения критических концентраторов напряжения, снижается скорость роста трещин, возрастает работа разрушения и кратно повышается прочность материала.

Одним из перспективных методов формирования субмикро- и нанокристаллических структурно-фазовых состояний в поверхностных слоях материалов является использование низкоэнергетических интенсивных электронных пучков субмиллисекундной

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта СО РАН № 2 и интеграционного проекта «СО РАН – НАНБ» № 5.

длительности, позволяющих контролируемо модифицировать поверхностные слои толщиной в десятки микрометров, практически не изменяя структурно-фазового состояния основного объема материалов [1]. По сравнению с широко распространенными лазерным, плазменным и ионным видами воздействия, электронно-пучковая технология обладает более гибкими возможностями контроля и регулирования количества подводимой энергии, отличается высокой локальностью воздействия и высоким коэффициентом полезного действия. Сверхвысокие (до 10<sup>9</sup> К/с) скорости нагрева до температур плавления и последующего охлаждения поверхностного слоя материала, формирование предельных (до 10<sup>7</sup> – 10<sup>8</sup> К/м) градиентов температуры, обеспечивающих охлаждение поверхностного слоя за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростью  $10^4 - 10^9$  К/с, создают условия для управляемого формирования в поверхностных слоях облучаемых материалов субмикро- и нанокристаллических структурно-фазовых состояний.

Экспериментальные исследования были проведены на образцах из металлокерамического сплава на основе карбида титана TiC с никельхромовым Ni – Cr – Al связующим при соотношении объемов карбидной и металлической фаз 50:50. Нагрев поверхностного слоя металлокерамического сплава толщиной до 200 мкм со скоростью до  $10^9$  K/c с последующим охлаждением за счет теплоотвода в основной объем материала со скоростью  $10^4 – 10^9$  K/c осуществляли методом импульсного облучения образцов сплава электронным пучком диам. 10 – 20 мм [2].

Исследования микроструктур поверхности облучения и поверхностного слоя образцов металлокерамического сплава проводили методами сканирующей (SEM 515 «Philips») и просвечивающей микродифракционной (ЭМ-125) электронной микроскопии.

Анализ результатов количественных расчетов температурных полей в поверхностном слое металлокерамического сплава в зависимости от параметров импульсного электронно-пучкового облучения, проведенных для металлокерамического сплава, содержащего 50 % ТіС, 50 % Ni - Cr - Al (по объему), позволил оценить диапазоны значений плотности энергии в электронном пучке, длительности т и количества N импульсов облучения, обеспечивающие формирование в поверхностном слое металлокерамического сплава неравновесных структурно-фазовых состояний [3]. Основными критериями при оценке являлись глубина х прогрева металлокерамического сплава ( $x = 100 \div 200$  мкм), температура нагрева поверхности в пределах одного импульса облучения (при минимальном градиенте температуры в нагреваемом слое до 3000 К). Указанным критериям соответствуют значения плотности энергии в электронном пучке  $E_c = 40 \div 50 \ \text{Дж/см}^2$  при длительности т импульсов 100 - 200 мкс. Необходимо учитывать, что температурный профиль прогрева поверхностного слоя, формирующийся при первом импульсе облучения, практически не изменяется при увеличении числа импульсов облучения. Изменение количества импульсов облучения позволяет регулировать продолжительность межфазного взаимодействия компонентов металлокерамической композиции в неравновесных температурно-временных условиях при заданных значениях плотности энергии в электронном пучке и длительности импульсов облучения.

Импульсное электронно-пучковое облучение металлокерамического сплава по мере увеличения плотности мощности облучения его поверхности сопровождается разрушением крупных частиц карбида и частичным растворением карбидных частиц в расплаве металлического связующего (рис. 1, а). При плотности мощности электронного пучка  $W_{\rm S} = (8 \div 10) \cdot 10^5 \ {\rm Bt/cm^2}$  в металлическом связующем металлокерамического сплава образуется новая структурная составляющая - наноразмерные частицы вторичного карбида, образовавшиеся путем выделения из пересыщенного углеродом и титаном твердого раствора на основе никелевого сплава (рис. 1, б). В распределении наноразмерных частиц вторичного карбида в прослойках металлического связующего выявлена следующая закономерность: наночастицы карбида титана распределены на границах ячеек кристаллизации металлического связующего размером 100 – 150 нм.



Рис. 1. Последовательность модификации структуры поверхностного слоя металлокерамического сплава и изменение размера частиц карбида в сплаве при импульсном электронно-пучковом облучении в зависимости от плотности мощности облучения поверхности сплава (*a*) и микроструктура поверхностного слоя после электронно-пучкового облучения при плотности энергии в электронном пучке  $W_s = 40 \text{ Дж/см}^2$ , N = 15 имп., частоте f следования импульсов 1 с<sup>-1</sup> при длительности импульсов облучения 200 мкс (сканирующая электронная микроскопия) (*б*)



Рис. 2. Зависимость (*a*) коэффициента трения на поверхности металлокерамического сплава от температуры испытания в исходном состоянии сплава (---) и после электронно-импульсного облучения (—) при длительности импульсов облучения 50 мкс (○), 100 мкс (△), 150 мкс (▽), 200 мкс (◊); электронно-микроскопическое изображение структуры межчастичных прослоек металлического связующего в поверхностном слое металлокерамического сплава после электронно-пучкового облучения в азотсодержащей плазме (*б*);

зависимость (в) коэффициента трения на поверхности металлокерамического сплава от температуры испытания в исходном состоянии сплава (---) и после облучения в аргонсодержащей (---) и азотсодержащей (----) плазме газового разряда:

 $2 - \tau = 50$  мкс, E = 40 Дж/см<sup>2</sup>;  $3 - \tau = 100$  мкс, E = 40 Дж/см<sup>2</sup>;  $4 - \tau = 150$  мкс, E = 40 Дж/см<sup>2</sup>;  $5 - \tau = 200$  мкс, E = 40 Дж/см<sup>2</sup>;  $6 - \tau = 150$  мкс, E = 50 Дж/см<sup>2</sup>;  $7 - \tau = 150$  мкс, E = 70 Дж/см<sup>2</sup>

Одним из основных показателей свойств поверхностного слоя с модифицированным структурно-фазовым состоянием является термическая стабильность физических свойств поверхностного слоя и, прежде всего, коэффициента трения (µ). На рис. 2, *а* приведены температурные зависимости коэффициента трения по поверхности металлокерамического сплава в исходном состоянии и после импульсного электронно-пучкового облучения при различной длительности импульсов. При комнатной температуре наноструктурирование металлического связующего в поверхностном слое заметно снижает коэффициент трения по поверхности металлокерамического сплава, но с повышением температуры коэффициент трения увеличивается и при температуре 600 °С становится сравнимым с коэффициентом трения по поверхности металлокерамического сплава в исходном состоянии. Последнее, очевидно, обусловлено термоактивируемой деструкцией структурно-неравновесного состояния поверхностного слоя металлокерамического сплава.

Повышение термической стабильности структурнонеравновесного состояния поверхностного слоя металлокерамического сплава возможно путем образования на внутрифазных границах раздела модифицированной структуры поверхностного слоя выделений наночастиц тугоплавких химических соединений. Как показано в работе [4], за время одиночного импульса облучения в поверхностном слое металлокерамического сплава возможно образование диффузионной зоны азота с содержанием до 1,5 - 2,0 % N (ат.). Анализ структуры и фазового состояния поверхностного слоя после облучения в азотсодержащей плазме газового разряда показал, что азотирование в плазме газового разряда сопровождается образованием в металлическом связующем регулярно распределенных в межчастичных прослойках металлического связующего частиц нитрида алюминия AlN размерами приблизительно 50 нм (рис. 2, б). В результате после облучения в азотсодержащей плазме (при плотности энергии в электронном пучке 50 Дж/см<sup>2</sup>) коэффициент трения по поверхности металлокерамического сплава практически не зависит от температуры вплоть до 600 °С (рис. 2, *в*, зависимость *б*).

Представленные выше результаты относятся к наноструктурированию в поверхностном слое металлокерамического сплава металлического связующего. На основе исследования влияния энергии ионизации плазмообразующего газа на механизм модификации структуры и фазового состояния поверхностного слоя металлокерамического сплава установлено, что замена аргона на криптон и ксенон позволяет эффективно наноструктурировать и карбидную компоненту металлокерамического сплава. На рис. 3, *а* представлена



Рис. 3. Микроструктура поверхности металлокерамического сплава после облучения в плазме газового разряда, содержащей ксенон и азот (*a*) и зависимости временной стойкости *T* пластин из металлокерамического сплава TiC – (Ni – Cr – Al) при резании стали Cr40 после импульсного электронно-пучкового облучения в плазме газового разряда, содержащей аргон, аргон и азот, ксенон и азот (*б*)

микроструктура поверхности металлокерамического сплава после импульсного электронно-пучкового облучения в плазме газового разряда, содержащей ксенон и азот, на рис. 3, б показано влияние режимов и условий импульсного электронно-пучкового облучения на стойкость металлокерамической пластины при резании металла. Можно констатировать, что при облучении в аргонсодержащей плазме газового разряда в результате измельчения металлокерамической структуры сплава и образования наноразмерной карбидной составляющей снижается коэффициент трения на поверхности сплава и повышается его стойкость при резании металла (до шести раз). При облучении сплава в азотсодержащей плазме в результате образования в металлическом связующем поверхностного слоя нанодисперсного нитрида алюминия стойкость металлокерамического сплава при резании металла повышается в 10 – 12 раз. При переходе к облучению в плазме газового разряда, содержащей ксенон и азот, в результате реструктуризации в поверхностном слое карбидной компоненты коэффициент трения становится практически независимым от температуры испытания, а стойкость сплава при резании металла повышается в 20 и более раз.

**Выводы.** Наноструктурирование металлического связующего в поверхностном слое металлокерамического сплава при импульсном электронно-пучковом облучении в аргонсодержащей плазме газового разряда путем образования нанодисперсного вторичного карбида титана снижает коэффициент трения по поверхности сплава

и кратно (до шести раз) повышает стойкость металлокерамики при резании металла. Облучение металлокерамического сплава в азотсодержащей плазме газового разряда дополнительно образует в металлическом связующем нанодисперсные (до 50 нм) частицы нитрида алюминия, стабилизирующие наноструктурированное состояние металлического связующего при повышенных температурах, и повышает временную стойкость металлокерамики при резании металла в 10-12 раз. Наноструктурирование металлического связующего при одновременной реструктуризации карбидной компоненты в поверхностном слое металлокерамического сплава при облучении в плазме газового разряда, содержащей ксенон и азот, в виде распада исходных частиц карбида титана на наноразмерные (до 50 нм) составляющие повышает стойкость металлокерамической пластины при резании металла в 20 и более раз.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Псахье С.Г., Овчаренко В.Е., Князева А.Г., Шилько Е.В.//Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 6. С. 23 – 34.
- **2.** Коваль Н.Н., Девятков В.Н., Щанин П.М. и др. // Приборы и техника эксперимента. 2005. № 1. С. 135 – 140.
- 3. Овчаренко В.Е., Лапшин О.В. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 5. С. 33 – 37.
- **4.** Букрина Н.В., Князева А.Г., Овчаренко В.Е. // Физика и химия обработки материалов. 2011. № 1. С. 55 60.

© 2013 г. В.Е. Овчаренко, А.А. Моховиков, А.С. Игнатьев Поступила 30 ноября 2012 г. УДК 621.793.74

### В.П. Багмутов<sup>1</sup>, В.И. Калита<sup>2</sup>, Е.Б. Захарова<sup>1</sup>, Д.И. Комлев<sup>2</sup>, А.Ю. Иванников<sup>2</sup>, И.Н. Захаров<sup>1</sup>, А.В. Косогоров<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Волгоградский государственный технический университет <sup>2</sup> Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН

# ИССЛЕДОВАНИЕ УЛЬТРА- И НАНОДИСПЕРСНЫХ СТРУКТУР В ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЯХ, УПРОЧНЕННЫХ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ\*

- Аннотация. На примере покрытий ПРФБХ6-2 и Р6М5 методами сканирующей зондовой микроскопии проведено исследование структуры плазменных покрытий после электромеханической обработки. После такой обработки в структуре покрытий формируются и фиксируются ультрадисперсные и наноразмерные упрочняющие фазы, выделение которых происходит при распаде исходной быстрозакаленной структуры покрытия в ходе высокоскоростного температурно-силового воздействия. Рассмотрена классификация и дан анализ механизмов формирования в покрытиях характерных структурных зон, упрочненных нано- и ультрадисперсными частицами в различных соотношениях, определяемых параметрами напыляемого порошка, режимами напыления и последующей электромеханической обработки.
- *Ключевые слова*: покрытия, нанодисперсная структура, плазменное напыление, электромеханическая обработка, импульсное температурносиловое воздействие, сканирующая зондовая микроскопия.

# ULTRA- AND NANODISPERSED STRUCTURES OF THE PLASMA COATINGS STRENGTHENED BY ELECTROMECHANICAL TREATMENT

- *Abstract.* The structures of plasma coatings after electromechanical treatment (EMT) are studied by scanning probe microscopy on the example of PRFBH6-2 and R6M5 coatings. The results obtained indicate that ultra- and nanoscale strengthening phase are formed and fixed in the coating structure after EMT. The allocation of such phases at decay of the initial coating structure during rapidly high-speed temperature-force action occurs. The classification and the analysis of the formation mechanisms of coatings specific structural zones, strengthened by nano- and ultrafine particles in different ratios and defined by parameters of spray powder, regimes of plasma spraying and EMT are researched.
- *Keywords*: coatings, nanodispersed structure, plasma spraying, electromechanical treatment, high-speed temperature-force effect, scanning probe mic-roscopy.

В условиях интенсивных температурно-силовых технологических воздействий перспективным в реализации потенциального ресурса свойств материалов является формирование и стабилизация специфических структурных состояний, содержащих нано- и ультрадисперсные упрочняющие фазы [1, 2]. По данным работ [3-5] при упрочнении покрытий наночастицами может наблюдаться существенный рост их трещиностойкости, адгезионной прочности, сопротивления расслоению, износостойкости в условиях абразивного износа и сухого трения; для ряда покрытий [5, 6] происходит увеличение тепловой стойкости, снижение теплопроводности.

Однако получение наноструктурированных покрытий часто затруднено нестабильностью их быстрозакаленной структуры, которая распадается на относительно грубые упрочняющие фазы при низких (менее 10<sup>3</sup> K/c) скоростях нагрева и охлаждения, характерных для традиционных технологий их компактирования. Фиксация ультра- и наноразмерных фаз достигается за счет использования методов высокоскоростного температурно-силового воздействия на структуру таких материалов, в частности, при электромеханической обработке (ЭМО) плазменных покрытий [7].

В настоящей работе исследуются условия и закономерности формирования областей с аморфной, ультраи нанодисперсной структурой плазменных покрытий, полученных при компактировании напыленного слоя в ходе электромеханической обработки. В работе рассматриваются покрытия, полученные при комбинированной технологии [8], представляющей собой плазменное напыление и последующую ЭМО, результатом которой является спекание частиц покрытия (при температурах около 1500 °C) и термическая обработка покрытия (при скоростях нагрева и охлаждения порядка  $10^5$  °C/с) с выделением и фиксацией наноструктур [9].

Использовали порошки с размером частиц 30-70 мкм сплава ПРФБХ6-2, содержащего 4,2 % C, 32 % Cr, 1,9 % Mn, 2,2 % Si, 2,0 % B, 0,02 % S, 0,02 % P, остальное железо (по массе), и быстрорежущей стали P6M5, содержащей 1,0 % C, 4,1 % Cr, 0,2 % Mn, 0,4 % Ni, 0,2 % Si, 5,5 % Мо, 7,0 % W, 0,01 % S, 0,2 % P, 2,1 % V, остальное железо (по массе). Порошки были изготовлены в НПО «Тула Чермет». Эти порошки имеют быстрозакаленную мелкодисперсную микроструктуру (скорость охлаждения порошков  $10^3 - 10^4$  K/c) с огра-

<sup>\*</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» 14.В37.21.1091, грантов РФФИ 11-08-00068а, 12-08-00001а, 12-08-31094а, гранта Президента РФ НШ-854.2012.3.

ничением размера фаз, что способствует растворению этих фаз в плазменном потоке при напылении и увеличивает вероятность получения аморфной и микрокристаллической структуры.

Покрытия толщиной 150 – 500 мкм были сформированы методом плазменного напыления с местной защитой, разработанным в ИМЕТ им. А.А. Байкова РАН [10], на цилиндрических подложках из стали 45 диам. 38 и длиной 150 мм. Использованы режимы напыления: ток и напряжение дуги плазмотрона – 350 А и 60 В, расход плазмообразующего газа – 36 л/мин, дистанция напыления – 170 мм.

На основное покрытие наносили слой NiCr толщиной 25 – 50 мкм для предотвращения налипания материала на обрабатывающий инструмент, окисления покрытия при ЭМО, растрескивания поверхности при ее температурно-силовом деформировании. Для повышения адгезионной прочности и снижения концентрации напряжений на границе покрытия и подложки такой же подслой NiCr наносили на поверхность подложки перед напылением.

Электромеханическую обработку покрытий [11] осуществляли при пропускании через зону обработки электрического тока плотностью 400 – 500 А/мм<sup>2</sup> и напряжением 2 – 6 В; скорость обработки составляла 1,63 – 6,79 м/мин; подача 0,75 мм/об; удельное давление в зоне контакта детали и инструмента до 1500 МПа. В качестве инструмента использовали тороидальный ролик из твердого сплава ВК6М.

Для анализа структуры покрытий до и после ЭМО использовали сканирующий зондовый микроскоп Solver PRO-M, оптический микроскоп Enavert, а также пакет программ «ВидеоТест-Структура».

В работах [7, 9, 11, 12] приведены результаты исследований технологических аспектов получения наноструктурированных покрытий при ЭМО, их металлографической структуры методами оптической микроскопии, рентгеноструктурного и дифференциальнотермического анализа, растровой микроскопии, а также измерения микротвердости. Далее рассматриваются особенности строения покрытий после ЭМО на основе анализа результатов сканирующей зондовой микроскопии структуры характерных областей, формирующихся в объеме напыленного слоя после упрочнения.

На рис. 1, *а* приведена микрофотография фрагмента структуры покрытия из сплава ПРФБХ6-2 после ЭМО. В структуре покрытия наблюдаются области различных типов: области сферической формы (области 1 и 2); серые фрагменты и прослойки неправильной формы (области 3 и 4); светлые фрагменты и прослойки неправильной формы (область 5).

Сферические зоны (области *1* и *2*) соответствуют напыляемым частицам, затвердевшим до соударения с подложкой при сравнительно невысоких скоростях охлаждения. Эти зоны имеют ячеистую структуру (длина оси дендритов до 10 – 15 мкм) с включениями вторых



Рис. 1. Микроструктура покрытий ПРФБХ6-2 (*a*) и Р6М5 (б) после ЭМО по сечению напыленного слоя (с обозначением исследуемых областей)

фаз размером приблизительно 1 мкм. Содержание частиц со вторыми фазами увеличивается от подложки к свободной поверхности покрытия, форма некоторых из частиц этого типа может отклоняться от сферической, а структура – отличаться более высокой дисперсностью и отсутствием выраженного дендритного строения вблизи внешних границ (область 2).

В структуре областей 3 и 4 можно наблюдать частицы различной степени дисперсности в зависимости от механизмов их образования. Для областей вида 3 характерна ультрадисперсная структура с размером частиц 1-5 мкм (рис. 2, *a*). Дополнительное измельчение структуры в таких областях может достигаться в результате интенсивного температурно-силового воздействия в ходе ЭМО.

Области типа 4 (рис. 1, *a*) представляют собой серые и светло-серые включения; разрешения оптического микроскопа для исследования этих структур недостаточно. Характерное строение таких областей, выявленное с использованием зондовой микроскопии, имеет вид тонких прослоек неправильной формы, вну-



Рис. 2. Структура различных областей в покрытии ПРФБХ6-2 после ЭМО (сканирующий зондовый микроскоп): a – частицы с микрокристаллической структурой (области 1 - 3 на рис. 1, a);  $\delta$ , s – прослойки с ультрадисперсной структурой (область 4 на рис. 1, a); z и d, e – прослойки с нанодисперсной структурой вблизи подложки и вблизи внешней поверхности (область 5 на рис. 1, a)

три более светлых областей содержатся фазы высокой степени дисперсности – размером 200 – 500 нм и выше (рис. 2, *б*, *в*).

Похожие механизмы и условия формирования характерны и для соседних более светлых прослоек (область 5, рис. 1). На снимках, полученных при помощи сканирующего зондового микроскопа, эти области выглядят как сплошное поле, на фоне которого наблюдаются отдельные глобулярные частицы диам. 50 - 200 нм (рис. 2, *г*). По мере удаления от подложки объемная доля таких частиц в светлых областях возрастает, увеличивается и их средний размер, достигая 100 - 250 нм (рис. 2, *д*, *е*).

На рис. 1, б приведена микрофотография фрагмента структуры покрытия из стали Р6М5 после ЭМО. В строении этого покрытия также наблюдаются области с различной степенью детализации структуры (рис. 1, б): серые включения и прослойки неправильной формы (области 6); светлые фрагменты (области 7). Сферические области с дендритным строением, характерные для покрытия ПРФБХ6-2, отсутствуют.

Результаты сканирующей зондовой микроскопии свидетельствуют, что указанные области характеризуются высокой степенью дисперсности составляющих их фаз (рис. 3). Строение светлых и серых областей в покрытии Р6М5 во многом соответствует аналогичным областям в структуре покрытия ПРФБХ6-2, отличаясь лишь несколько меньшими размерами частиц. Так, в серых зонах (область 6) (рис. 1,  $\delta$ ) диаметр частиц составляет 50 – 100 нм (рис. 3,  $\delta$ ), в светлых зонах (область 7) (рис. 1,  $\delta$ ) – менее 50 нм (рис. 3,  $\epsilon$ ). Структура металла (рис. 3, a) вблизи пор (область 8) и мелких включений (область 9) также характеризуется высокой степенью дисперсности (100 – 200 нм).

Отметим, что объемная доля серых и светлых областей определяется температурным режимом их образования при напылении покрытия и его последующей ЭМО. Например, чем выше температуры в зоне обработки при электромеханическом упрочнении, тем больше размер формирующихся частиц, доля темных прослоек также возрастает.

Для идентификации характерных областей в покрытии и их сопоставления со структурами, полученными после ЭМО, были напылены покрытия толщиной до 10 мм на подложки из стали Ст3 толщиной 7 мм [13]. Покрытие напыляли «в точку», без перемещения плазмотрона. В силу ограниченного теплоотвода от покрытия в нем формировались различные структурные зоны – от аморфных и нанокристаллических у подложки до микрокристаллических у внешней поверхности покрытия, что проявляется в изменении соотношения между содержанием «белых» и «серых» частиц (рис. 4).

Участок I (от подложки), где скорость охлаждения напыляемого металла наиболее высока, почти полностью состоит из «белых» частиц, в структуре которых вторые фазы не выявлены. Рентгеноструктурный и дифференциальный термический анализ указыва-



Рис. 3. Структура различных зон в покрытии ПРФБХ6-2 после ЭМО: *а* – мелкие включения (области 8 и 9 на рис. 1, б); б, *в* – прослойки с нанодисперсной структурой (области 6 и 7 на рис. 1, б)

ют на аморфное строение этих областей (для сплава ПРФБХ6-2) [13]. По мере удаления от подложки субструктура «белых» частиц изменяется, что проявляется в потемнении отдельных участков этих частиц по мере удаления от подложки при длительном травлении.

«Серые» частицы со вторыми фазами различных размеров формируют второй и последующие участки микроструктуры покрытий, при этом доля «белых» частиц снижается по мере удаления от подложки (рис. 4). На участке *II* выделяются фазы, размер которых нельзя определить оптической микроскопией; предположительно это наноразмерные фазы, сформировавшиеся вследствие распада аморфной структуры в результате дисперсионного твердения. С увеличением расстояния от подложки размер вторых фаз в «серых» частицах увеличивается, достигая нескольких микрон; этот размер является характерным для фаз в исходном порошке (рис. 4). Согласно классификации, предложенной в работе [14], в зависимости от механизма формообразования и способов затвердевания и охлаждения, которые определяют макро- и микроструктуру материала, напыленные частицы делятся на четыре типа.

- Тип I – исходные частицы, нерасплавившиеся в плазме (обычно упруго отражаются от подложки и не фиксируются в плазменном покрытии).

– Тип II – частицы сферической формы, полностью расплавленные в плазме и затвердевшие до соударения с подложкой. При размерах частиц 20 – 100 мкм скорость их охлаждения составляет  $10^3 – 10^5$  К/с. В этих условиях формируется ячеистая микрокристаллическая структура. Частицы типа II в настоящей работе наблюдаются в структуре покрытия ПРФБХ6-2. Электромеханическая обработка покрытия приводит к измельчению дендритной структуры таких частиц вблизи их внешней границы и искажению правильной



Рис. 4. Распределение характерных зон микроструктуры по высоте покрытия после напыления «в точку»: *а* – сплав ПРФБХ6-2 (11 участков, максимальная высота покрытия 7,32 мм); *б* – быстрорежущая сталь P6M5 (5 участков, максимальная высота покрытия 8,57 мм) [13]

формы вследствие высокотемпературной деформации (области *I* и *2* на рис. 1 и рис. 2, *a*).

-Тип ІІІ-частицы, полностью расплавленные в плазме, деформировавшиеся и затвердевшие на подложке в виде дисков толщиной 1 – 15 мкм со скоростью охлаждения 10<sup>6</sup> – 10<sup>8</sup> К/с; в зависимости от напыляемого материала имеют микро-, нано- или аморфную структуру. Данный тип частиц является основным для покрытий из рассматриваемых материалов (рис. 1, области 3 - 7). В зависимости от дисперсности составляющих фаз частицы типа III после травления разделяются на светлые и серые различных оттенков. Исходная структура светлых частиц в покрытии ПРФБХ6-2 – аморфная, в покрытии Р6М5 – нанодисперсная. После ЭМО в первом случае в аморфной матрице наблюдается выделение отдельных фаз размером до 200 нм, во втором – незначительное увеличение размеров наночастиц с повышением степени травимости. Размеры фаз в структуре серых частиц после напыления определить оптической микроскопией не удается, что предполагает их ультра- и нанодисперсное строение. Исследование структуры этих областей после ЭМО с использованием сканирующего зондового микроскопа подтвердило это предположение: размер фаз в покрытии ПРФБХ6-2 составляет 200 – 500 нм, Р6М5 – приблизительно 100 нм (рис. 2, 3).

– Тип IV – частицы размером менее 10 мкм, полученные в результате разбрызгивания напыляемого материала под углом 0 – 30° к подложке. Данный тип частиц обнаруживается в виде отдельных мелких включений в основной структуре покрытия и также имеет ультрадисперсное строение с размером составляющих 100 – 200 нм (рис. 3, *a*).

**Выводы.** На примере покрытий ПРФБХ6-2 и Р6М5 методами сканирующей зондовой микроскопии проведено исследование структуры плазменных покрытий после электромеханического упрочнения. В строении таких покрытий наблюдается несколько характерных структурных областей, соответствующих различным типам напыленных частиц. Типы частиц, в зависимости от условий их затвердевания в ходе напыления, различаются по форме и структуре, которая для различных типов изменяется от микрокристаллической до аморфной. После электромеханической обработки в структуре основной массы частиц формируются и фиксируются ультрадисперсные и наноразмерные (например, для покрытия ПРФБХ6-2 – размером 10 – 200 нм, для P6M5 – 25 – 50 нм) упрочняющие фазы. Выделение таких фаз происходит при распаде исходной структуры (аморфной, микрокристаллической и т.д.) покрытия в ходе высокоскоростного температурно-силового воздействия при ЭМО. Предложенная классификация частиц и механизмов их формирования позволяет разрабатывать эффективные технологические процессы получения покрытий, упрочненных нано- и ультрадисперсными частицами в требуемом соотношении, за счет целенаправленного подбора параметров напыляемого порошка, режимов напыления и последующей ЭМО.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Stoica V., Ahmed R., Itsukaichi T. et. al. Sliding wear evaluation of hot isostatically pressed (HIPed) thermal spray cermet coatings. – In book: Proceedings of the 2003 International Thermal Spray Conference. – Orlando, 2003. P. 459 – 466.
- 2. Поварова К.Б., Бурмистров В.И., Антонова А.В. и др. // Металлы. 2006. № 3. С. 83 90.
- Shaw L., Goerman D., Ren R., Gell M. // J. Surface and Coating Technology. 2000. № 130. P. 1 – 8.
- Gell M., Jordan E.H., Sohn Y.H. et. al. // J. Surface and Coatings Technology. 2001. № 146-147. P. 48 – 54.
- Skandan G., Yao R., Kear B.H. et. al. // J. Scripta Materials. 2001. № 44. P. 1699 – 1702.
- 6. Jordan E.H., Gell M., Shaw L., Jiang S. // J. Materials Science and Engineering. 2001. № A301. P. 80 – 89.
- 7. Багмутов В.П., Калита В.И., Захаров И.Н., Комлев Д.И. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2007. Т. 4. № 1. С. 18 – 23.
- Пат. 2338005 РФ. Способ комбинированного упрочнения поверхностей деталей / В.П. Багмутов, В.И. Калита, С.Н. Паршев, И.Н. Захаров // Изобретения. Полезные модели. 2008. № 31. С. 8.
- 9. Багмутов В.П., Калита В.И., Захаров И.Н. и др. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2009. № 10. С. 62 – 68.
- Калита В.И., Комлев Д.И. // Металлы. 2003. № 6. С. 30 – 37.
- Калита В.И., Багмутов В.П., Захаров И.Н. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2008. № 1. С. 38 – 42.
- Багмутов В.П., Калита В.И., Захаров И.Н., Паршев С.Н. // Физика и химия обработки материалов. 2007. № 3. С. 22 – 28.
- Калита В.И., Яркин В.В., Касимцев А.В. и др. // Физика и химия обработки материалов. 2006. № 5. С. 29 40.
- 14. Калита В.И., Комлев Д.И. Плазменные покрытия с нанокристаллической и аморфной структурой. – М.: Лидер М, 2008. – 388 с.

© 2013 г. В.П. Багмутов, В.И. Калита, Е.Б. Захарова, Д.И. Комлев, А.Ю. Иванников, И.Н. Захаров, А.В. Косогоров Поступила 7 декабря 2012 г. УДК 669.018.6

# Ю.Ф. Иванов<sup>1, 2</sup>, А.А. Клопотов<sup>3</sup>, Е.А. Петрикова<sup>1</sup>, Э.В. Козлов<sup>3</sup>, В.Е. Громов<sup>4</sup>, Е.А. Будовских<sup>4</sup>

<sup>1</sup> Институт сильноточной электроники СО РАН (г. Томск)
<sup>2</sup> Национальный исследовательский Томский политехнический университет
<sup>3</sup> Томский государственный архитектурно-строительный университет
<sup>4</sup> Сибирский государственный индустриальный университет

#### МАХ-ФАЗЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ТИТАНА И АЛЮМИНИЯ\*

Аннотация. Рассмотрены результаты анализа кристаллических структур в системах Ti – Al – C и Ti – Si – C и экспериментальных исследований сплава BT6 и силумина эвтектоидного состава Al – 12 % Si, подвергнутых электровзрывному легированию и электронно-пучковой обработке. Методами дифракционного анализа выявлено образование в модифицированном слое исследуемых сплавов MAX-фаз составов Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> и Ti<sub>3</sub>AlC.

*Ключевые слова*: МАХ-фазы, сплавы на основе титана, сплавы на основе алюминия, кристаллическая структура, электровзрывное легирование, электронно-пучковая обработка.

#### MAX-PHASES IN THE TITANIUM-BASED AND ALUMINUM-BASED ALLOYS

Abstract. The results of analysis of crystal structures in the Ti - Al - C and Ti - Si - C systems and experimental investigations of VT6 alloy and silumin eutectoid composition Al - 12 % Si, subjected to electroexplosive alloying and electron-beam treatment, have been studied. Formation of MAX-phases  $Ti_3SiC_2$  and  $Ti_3AlC$  has been revealed in modified layer by the X-ray diffraction methods.

Keywords: MAX-phases, titanium-based alloys, aluminum-based alloys, crystal structures, electroexplosive alloying, electron-beam treatment.

МАХ-фазы с общей формулой  $M_{n+1}AX_n$  (*M* – переходный металл; А – элемент из групп III А и IV А; *X* – С и/или N) обладают специфическими свойствами. сочетающими достоинства металлов и керамики, и занимают особое место среди большого семейства тройных карбидов (нитридов) [1]. МАХ-фазы имеют слоистую гексагональную структуру с пространственной группой с двумя формульными единицами в элементарной ячейке. МАХ-фазы классифицируют в соответствии со значениями их числа *n*: «211» для  $M_2AX$  (*n* = 1), «312» для  $M_3AX_2$  (n = 2) и «413» для  $M_4AX_3$  (n = 3). Особое внимание заслуживают соединения из семейства МАХ-фаз, которые образуются в системах Ti – Si – C и Ti-Al-C. Это обусловлено, прежде всего, тем, что сплавы на основе титана нашли широкое применение в различных отраслях промышленности; кроме этого, в этих системах синтезированы сразу несколько МАХфаз с составами  $M_{n+1}AX_n$  и  $M_{n+1}A_mX_n$  (табл. 1, 2).

Приведенные двойные и тройная диаграммы систем Ti - Si - C (рис. 1, *a*) и Ti - Al - C (рис. 1, *б*) фазовых состояний демонстрируют возможность образования широкого спектра как стабильных, так и метастабильных соединений, полученных в результате создания неравновесных условий при обработке материала, в том числе и концентрированными потоками энергии.

Цель настоящей работы – выявление возможности формирования МАХ-фаз в поверхностных слоях сплавов на основе титана (ВТ6) и алюминия (Al – 12 % Si) в результате воздействия импульсных потоков плазмы и электронных пучков.

В качестве модифицируемых материалов были выбраны сплавы на основе алюминия (силумин эвтектоидного состава: Al – 12 % Si) [6] и титановый сплав BT6 [7]. Образцы имели форму цилиндра толщиной 10 и диам. 15 мм. Легирование поверхностного слоя силумина на первом этапе осуществляли плазмой электрического взрыва углеродного волокна (УВ) (масса УВ 140 мг, поглощаемая плотность мощности

Таблица 1

Структурные характеристики МАХ-фаз системы Ti – Si – C [2] (сингония – гексагональная, пространственная группа –  $D_{6h}^4$  –  $P6_3/mmc$ )

| Состав   | Параметры элемен-<br>тарной ячейки, нм | Объем элементарной ячейки, нм <sup>3</sup> |
|--|--|--|
| Ti <sub>2</sub> SiC                            | a = 0,3216<br>c = 1,2873               | 0,1153035                                  |
| Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub>               | a = 0,306<br>$c = 1,765 \div 1,777$    | 0,143126 - 0,144099                        |
| Ti <sub>4</sub> SiC <sub>3</sub>               | a = 0,305<br>$c = 2,267 \div 2,273$    | 0,182634 - 0,183117                        |
| Ti <sub>5</sub> SiC <sub>4</sub>               | _                                      | _  |
| Ti <sub>5</sub> Si <sub>2</sub> C <sub>3</sub> | a = 0,306<br>c = 3,042                 | 0,246679                                   |
| Ti <sub>7</sub> Si <sub>2</sub> C <sub>5</sub> | a = 0,306<br>$c = 4,037 \div 4,045$    | 0,327365 - 0,328014                        |
|  |  |  |

<sup>&</sup>lt;sup>\*</sup> Работа выполнена в рамках государственного задания «Наука», а также при частичной финансовой поддержке Программы президиума РАН № 24 (проект № 17), гранта РФФИ (проект №13-08-00416) и госзадания Минобрнауки № 2.4807.2011.

Таблица 2

|                                     |                 |   |  |  | -        |
|-------------------------------------|-----------------|---|--|--|----------|
| Состав                              | Сингония        | Символы Пирсона / Пространств. группа               | Прототип                                     | Параметры элемен-<br>тарной ячейки, нм | Источник |
| H, $Ti_2AlC_{1-x}$                  | Гексагональная  | $hP8 - P6_3/mmc$                                    | MAX фаза<br>Cr <sub>2</sub> AlC              | a = 0,3056<br>c = 1,3623               | [3, 4]   |
| P, $Ti_3AlC_{1-x}$                  | Орторомбическая | oP20 – Pnma   | Перовскит<br>СаТіО <sub>3</sub>              | _                                      | [3, 4]   |
| H, Ti <sub>3</sub> AlC <sub>2</sub> | Гексагональная  | <i>hP</i> 12 – <i>P</i> 6 <sub>3</sub> / <i>mmc</i> | MAX фаза<br>Ti <sub>3</sub> SiC <sub>2</sub> | a = 0,30753<br>c = 1,8578              | [5]      |

Структурные характеристики МАХ-фаз системы Ti – Al – C

 $W_s = 11,2 \ \Gamma Br/m^2$ ), на втором – плазмой электрического взрыва фольги титана (масса и толщина фольги 80 мг и 20 мкм соответственно,  $W_s = 10 \ \Gamma Br/m^2$ ). Легирование поверхностного слоя титанового сплава BT6 осуществляли плазмой электрического взрыва ( $W_s = 6,5 \ \Gamma Br/m^2$ ) углеродных волокон массой 140 мг, в области взрыва которых размещали навеску порошка карбида кремния SiC массой 50 мг.

Модифицированные методом электровзрывного легирования (ЭВЛ) образцы сплава ВТ6 дополнительно подвергали термической обработке высокоинтенсивным электронным пучком на установке «СОЛО» [8]. Плотность энергии пучка электронов ( $E_s$ ) составляла 45 и 60 Дж/см<sup>2</sup> при длительности т и количестве N импульсов воздействия пучка 100 мкс, 10 имп. и 200 мкс, 20 имп. соответственно; облучение проводили в среде аргона при остаточном давлении 0,02 Па. Указанные режимы обеспечивали нагрев поверхностного слоя толщиной приблизительно 30 мкм до температуры плавления и закалку из расплава со скоростями до 10<sup>6</sup> K/c [9].

Исследования элементного и фазового составов, дефектной субструктуры поверхностного слоя осуществляли методами сканирующей и электронной дифракционной микроскопии, рентгеноструктурного анализа (геометрия Брегга-Брентано, кобальтовое  $K_{\alpha}$ -излучение). Изучены механические свойства поверхностного слоя (микротвердость поверхности модифицирования).

Исследования структуры поперечных шлифов модифицированных ЭВЛ образцов, выполненные методами сканирующей электронной микроскопии, показали, что толщина зоны легирования вследствие высокого уровня шероховатости поверхности изменяется в пределах от 20 до 50 мкм. Дополнительная электронно-пучковая обработка (ЭПО) материала сопровождается существенным сглаживанием поверхности модифицирования и выравниванием толщины модифицированного слоя.

После электровзрывного легирования микротвердость поверхности модифицированного слоя силумина в четыре – пять раз превышает микротвердость основы; микротвердость поверхности модифицированного слоя



Рис. 1. Бинарные диаграммы систем Ti – Si, Ti – C, Si – C [4] и изотермическое сечение тройной системы Ti – Si – C при 900 °C [2] (a), а также бинарные диаграммы систем Ti – Al, Ti – C, Al – C [4] и изотермическое сечение тройной системы Ti – Al – C при 1000 °C [5, 6] ( $\delta$ )

титанового сплава ВТ6 превышает микротвердость объема в 5,5 – 6,0 раз. Дополнительная обработка зоны легирования сплава ВТ6 высокоинтенсивным электронным пучком сопровождается, прежде всего, существенным снижением микротвердости поверхностного слоя по сравнению с микротвердостью поверхностного слоя по сравнению с микротвердостью поверхности образцов после ЭВЛ. Максимальная микротвердость поверхности облучения, достигаемая при обработке по режиму  $E_s = 60 \text{ Дж/см}^2$ ,  $\tau = 100 \text{ мкс}$ , N = 10 имп., частота следования импульсов  $f = 0,3 \text{ с}^{-1}$ , примерно в 3,5 раза превышает микротвердость сердцевины образца. Толщина упрочненного слоя при этом увеличивается приблизительно до 80 мкм, что почти в два раза превышает толщину упрочненного слоя после ЭВЛ.

Методами рентгеноструктурного анализа силумина выявлено присутствие в зоне легирования наряду с основными фазами (Al и Si), вторых фаз, объемная доля которых составляет приблизительно 71 %. Преобладающей второй фазой является карбид титана ТіС. Наряду с карбидом титана выявлено формирование МАХ-фаз: приблизительно 5 % Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub> и 3 % Ti<sub>3</sub>AlC. При рентгенофазовом анализе сплава ВТ6 установлено, что основными фазами модифицированного слоя являются α-Ті, ТіС, SiC, ТіSi, и Ті<sub>3</sub>SiC,. После ЭВЛ суммарная объемная доля вторых фаз составляет 35 %, объемная доля α-титана – 65 %. Последующая ЭПО титанового сплава ВТ6 приводит к увеличению суммарного содержания вторых фаз примерно до 73 %. Одновременно с этим с ростом плотности энергии пучка электронов возрастает объемная доля МАХ-фазы Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, достигая при плотности энергии пучка электронов 60 Дж/см<sup>2</sup> (при  $\tau = 100$  мкс, N = 10 имп., f = 0.3 с<sup>-1</sup>) 28 % (после ЭВЛ объемная доля МАХ-фазы составляла приблизительно 10 %). Участки рентгенограмм, на которых показаны дифракционные максимумы, соответствующие МАХ-фазе состава Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, приведены на рис. 2.

Микродифракционный анализ структуры зоны легирования выявил микроэлектронограммы, содержащие наряду с точечными рефлексами диффузные дуги (рис. 3,  $\delta$ , c). Формирование диффузных сегментов на микроэлектронограммах может быть обусловлено многими факторами: квазиаморфным состоянием кристаллической решетки исследуемого слоя, высоким уровнем внутренних полей напряжений, наличием наноразмерных фаз либо фаз с относительно большим параметром кристаллической решетки, к которым относятся и МАХ-фазы (табл. 2).

**Выводы.** Выполнен анализ кристаллических структур в системах Ti - Al - C и Ti - Si - C; продемонстрированы возможности образования в них широкого спектра стабильных и метастабильных соединений. Осуществлена комплексная модификация поверхности образцов сплавов на основе титана ВТ6 и алюминия (Al – 12 % Si, силумин), заключающаяся в электровзрывном легировании и последующем импульсно-периодическом облучении высокоинтенсивными электронными пучками. Увеличение микротвердости поверхностного слоя сплава ВТ6 достигает шести раз. Выявлено формирование MAX-фаз составов  $Ti_3SiC_2$  и  $Ti_3AlC$ , объемная доля которых в сплаве ВТ6, подвергнутом электровзрывно-



Рис. 2. Участок рентгенограммы сплава титана ВТ6, подвергнутого электровзрывному легированию и последующему облучению электронным пучком по режимам:

 $I - E_S = 45$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс, N = 10 имп.;  $2 - E_S = 45$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 200$  мкс, N = 20 имп.;  $3 - E_S = 50$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс, N = 10 имп.;  $4 - E_S = 60$  Дж/см<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс, N = 10 имп. (частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>) (на рентгенограммах указаны положения дифракционных максимумов I - (104) Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, II - (008) Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>, III - (105) Ti<sub>3</sub>SiC<sub>2</sub>)



Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение структуры, формирующейся в поверхностном слое титанового сплава BT6, подвергнутого электровзрывному науглероживанию с навеской порошка карбида кремния и последующему облучению электронным пучком при *E<sub>s</sub>* = 60 Дж/см<sup>2</sup>, τ = 100 мкс, *N* = 10 имп, *f* = 0,3 с<sup>-1</sup>: *a*, *e* – светлое поле; *б*, *г* – микроэлектронограмма

му легированию и последующей электронно-пучковой обработке, достигает приблизительно 73 %. Показано, что увеличение микротвердости поверхностных слоев сплавов, подвергнутых комбинированной обработке, обусловлено формированием многофазной структуры, упрочненной субмикро- и наноразмерными выделениями вторых фаз.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Palmquist J-P. // Acta Universitatis Upsaliensis. Comprehensive Summaries of Uppsala Dissertations from the Faculty of Science and Technology. 2004. Vol. 930. P. 70.
- 2. Sun M. // International Materials Reviews. 2011. Vol. 56. No 3. P. 143 166.
- Cam G., Flower H.M., West D.R.F. // Mater. Res. Soc. Symp. Proc. 1989. Vol. 133. P. 663 – 668.

- 4. Cam G., Flower H.M., West D.R.F. // Proc. Euromat '89. Aachen. 1989. P. 1-6.
- Pietzka M.A., Schuster J.C. // J. Phase Equilib. 1994. 15 (4). P. 392 - 400.
- Поршневые силумины: Учебное пособие / Под ред. В.К. Афанасьева. Кемерово: Полиграф, 2005. 161 с.
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. – М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. – 520 с.
- 8. Коваль Н.Н., Иванов Ю.Ф. // Изв. вуз. Физика. 2008. Т. 51. № 5. С. 60 – 70.
- Rotshtein V., Ivanov Yu., Markov A. In book "Materials surface processing by directed energy techniques" / Ed. by Y. Pauleau. – Oxford: Elsevier, 2006. P. 205 – 240.

© 2013 г. Ю.Ф. Иванов, А.А. Клопотов, Е.А. Петрикова, Э.В. Козлов, В.Е. Громов, Е.А. Будовских Поступила 3 декабря 2012 г. УДК 669.15

#### А.В. Боткин<sup>1</sup>, Р.З. Валиев<sup>1, 2</sup>, А.А. Кубликова<sup>1</sup>, С.В. Дубинина<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет <sup>2</sup> Институт физики перспективных материалов НИЧ УГАТУ (г. Уфа)

# ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ СДВИГЕ НА ОСНОВЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ИСПЫТАНИЙ ОБРАЗЦОВ КРУЧЕНИЕМ, СОВМЕСТНЫМ С РАСТЯЖЕНИЕМ (СЖАТИЕМ)<sup>\*</sup>

Аннотация. Показано влияние отношения осевой и угловой скоростей деформирования на напряженное состояние образцов при кручении, совместном с растяжением (сжатием). На основе испытаний образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием), предложена методика определения пластичности металла.

Ключевые слова: пластичность металла, напряженное состояние, поврежденность металла, кручение образцов.

# INVESTIGATION OF METAL PLASTICITY IN SHEAR BASED ON RESULTS OF SAMPLE TESTS BY MEANS OF TORSION COMBINED WITH TENSION (COMPRESSION)

*Abstract*. The influence of the ratio of axial and angular velocities of deformation on the stress state of samples under torsion combined with tension (compression) is shown. The technique of metal plasticity estimation based on the sample test by means of torsion combined with tension (compression) is proposed.

Keywords: metal plasticity, stress state, metal damage, torsion of samples.

Для расчета основных технологических параметров процесса обработки металлов давлением (силы деформирования, формоизменения заготовки, поврежденности металла и т.д.) необходимы экспериментальные данные о сопротивлении деформации и пластичности металлов.

Обработка заготовок по схеме деформации, близкой к сдвигу, осуществляется в следующих процессах: прокатка тонких листов, волочение тонкостенных труб на цилиндрической оправке, деформация металла в конусе захвата при прошивке сплошных заготовок способом винтовой прокатки, интенсивная пластическая деформация (ИПД) угловым прессованием и др.

Основными требованиями, предъявляемыми к испытаниям образцов на пластичность, являются постоянство напряженного состояния этих образцов и сохранение монотонности деформации в течение всего опыта, высокая точность определения параметров напряженно-деформированного состояния в месте разрушения, обеспечение изменения показателей напряженного состояния в диапазоне, достаточном для анализа различных способов обработки металлов давлением, простота и удобство реализации испытания, возможность достижения высоких деформаций. Последнее требование имеет большое значение для процессов ИПД, так как в них реализуется деформация заготовки, близкая к сдвигу, в частности, при равноканальном угловом прессовании (РКУП), когда заготовка проходит через зону сопряжения каналов приблизительно равных поперечных сечений, выполненных в специальной оснастке. Такая форма инструмента позволяет многократно деформировать заготовку и достигать высоких ( $\varepsilon_i = 4 \div 8$ ) значений деформации, что является одним из необходимых условий при формировании ультрамелкозернистой структуры материала.

Для исследования пластичности металла в условиях плоской деформации в литературе предложены различные испытания: растяжение и изгиб плоских образцов [1]; кручение цилиндрических образцов [2]; кручение цилиндрических образцов в камере высокого давления [2]; внедрение плоского и клинового инденторов в пластическое полупространство [1]; выдавливание мембран в камере высокого давления [2] и др.

Кручение цилиндрических образцов в камере высокого давления наиболее полно удовлетворяет вышеуказанным требованиям, но имеет существенный недостаток – изготовление и эксплуатация оборудования для реализации этой схемы испытания характеризуется большими материальными и финансовыми затратами, трудоемкостью, сложностью. Поэтому разработка простой в реализации методики исследования пластичности металла с высоким ( $\varepsilon_i > 1$ ) уровнем накопленной деформации при схеме, близкой к сдвигу, является актуальной задачей.

Последние два десятилетия характеризуются активным использованием вычислительной техники, различ-

<sup>\*</sup> Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России и Российского фонда фундаментальных исследований в рамках проектов РФФИ № 12-08-01104-а, № 12-08-3140312.



Рис. 1. Экспериментальный измерительный комплекс для исследования пластичности металла (*a*) и исходные образцы для кручения, совместного с растяжением (б), для кручения, совместного со сжатием (в), для кручения, совместного со сжатием в оправке (г)

ных программных комплексов (DEFORM 3D и др.) для расчета новых способов обработки металлов давлением, что, в свою очередь, активизировало разработку и развитие расчетно-экспериментальных методов и методик исследования этих процессов.

Цель настоящей работы – показать применение кручения, совместного с растяжением (сжатием), образцов в совокупности с результатами компьютерного моделирования их напряженного состояния для получения количественной зависимости пластичности металла от показателя напряженного состояния. Такая совокупность результатов необходима для расчета поврежденности металла в процессах обработки давлением при схеме деформации, близкой к сдвигу.

В качестве объектов исследований использовали образцы, изготовленные из стали 10 в виде прутков диам. 18 мм в состоянии поставки.

Испытания образцов (рис. 1,  $\delta - c$ ) до разрушения проводили в специально изготовленном экспериментальном измерительном комплексе (рис. 1, a), предназначенном для исследования пластичности металла на основе результатов деформирования образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием). Комплекс изготовлен на базе модернизированной испытательной машины Инстрон. Модернизация<sup>1</sup> включала монтаж двигателя и редуктора для осуществления вращательного движения верхнего захвата; монтаж универсального датчика измерения момента и силы, угла закручивания образца; изготовление и монтаж захватов; монтаж аналогового цифрового преобразователя сигнала; монтаж электронного регулятора осевой и угловой скоростей движения захватов. Комплекс снабжен нагревательным устройством, оборудован

<sup>1</sup> Модернизация испытательной машины Инстрон выполнена в ИФПМ УГАТУ под руководством Г.И. Рааба. компьютером с управляющей программой для обработки сигналов датчиков измерения момента, силы, угла и регулирования скоростей движения захватов. При использовании нагревательного устройства возможно проводить исследования пластичности металла при температурах до 650 °C.

Измерительный комплекс позволяет деформировать образцы по следующим механическим режимам: кручение, совместное с растяжением; кручение, совместное со сжатием; кручение, совместное со сжатием в оправке (см. таблицу). Для повторяемости экспериментальных результатов в каждом испытании деформировали по три образца. Форма и размеры образцов приведены на рис. 2.

Интенсивность деформации  $\varepsilon_{i,p}$  (меру пластичности), накопленной металлом на поверхности рабочей части образца, для растяжения с кручением и для кручения рассчитывали по формуле

$$\varepsilon_{i,p} = \ln\left(\frac{l_{\kappa}}{l_0}\right) + \frac{\ln\left(1 + \lambda^2/2 + \lambda\sqrt{1 + \lambda^2/4}\right)}{\sqrt{3}},\qquad(1)$$

где  $l_0$  и  $l_{\kappa}$  – начальная и конечная длина рабочей части образца;  $\lambda = \alpha \overline{d} / (2\overline{l})$  в соответствии с формулой Надаи;  $\alpha$  – угол закручивания образца, рад;  $\overline{d}$  и  $\overline{l}$  – средний наружный диаметр и длина рабочей части образца.

Для расчета при сжатии с кручением трубчатых образцов использовали формулу

$$\varepsilon_{i,p} = \ln\left(\frac{h_0}{h_{\kappa}}\right) + \frac{\ln\left(1 + \lambda^2/2 + \lambda\sqrt{1 + \lambda^2/4}\right)}{\sqrt{3}}; \quad (2)$$

здесь  $h_0$  и  $h_{\kappa}$  – начальная и конечная высота рабочей части образца;  $\lambda = \alpha \overline{d} / (2\overline{h}); \overline{h}$  – средняя высота рабочей части образца.



Рис. 2. Формы и размеры образцов

Для исследования напряженно-деформированного состояния образцов выполняли компьютерное моделирование пластического деформирования образцов в программном комплексе DEFORM 3D<sup>2</sup>. При проведении компьютерного моделирования были приняты следующие условия и допущения: захваты – абсолютно жесткие тела (3D-модели захватов были предварительно созданы в «КОМПАС 3D V12»); температура – постоянная, 20 °C; тепловым эффектом деформации из-за малой скорости деформации пренебрегали; стальные образцы – пластичные тела; кривую упрочнения стали 10, соответствующую комнатной температуре (линию тренда, построенную по результатам механических испытаний прерывистым растяжением с промежуточными закручиваниями образца, в соответствии с методикой работы [3]), вводили при подготовке базы данных в виде табличной функции; коэффициент трения по закону Зибеля принимали равным 0,12; плотность равномерной сетки конечных элементов составляла 32 мм<sup>-3</sup>; значения угловой скорости подвижного захвата принимали равными 1,5 и 0,15 об/мин; значения осевой скорости деформирования выбирали в промежутке от -20 до 20 мм/мин.

#### Результаты моделирования напряженно-деформированного состояния образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием)

Расчету средних значений показателей напряженного состояния образца (точек поверхности рабочей части образца) за время испытания предшествовала настройка конечно-элементной модели пластического деформирования образца. Для настройки сравнивали графические зависимости силовых параметров (силы *P* и момента *M* от времени *t*) деформирования образца, полученных при моделировании и в эксперименте.

Относительная разность ординат точек указанных графических зависимостей (рис. 3, кривые l и 4) не превышала 10 % при плотности сетки конечных элементов не менее 32 мм<sup>-3</sup>.

Образец разрушался в эксперименте при указанном отношении скоростей деформирования примерно через 80 с на начальной стадии образования шейки (рис. 3, кривая *1*). При моделировании сила и момент пример-

| The addition of the second of | Механические | режимы | деформи | рования | образц | 0B |
|---|--------------|--------|---------|---------|--------|----|
|---|--------------|--------|---------|---------|--------|----|

| №                                   | Вид испытания                     | ν <sub>д</sub> /ω <sub>д</sub> ,<br><u>мм/мин</u><br>об/мин | $\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_i}\right)_{\rm cp}$ | $\left(\frac{\sqrt{3}\sigma_0}{\sigma_i}\right)_{\rm cp}$ | ε    |
|-------------------------------------|-----------------------------------|---|---|---|------|
|                                     |                                   | 0,5/1,5   | 0,59  | 0,05  | 3,83 |
| Кручен<br><i>I</i> местно<br>жениер | Кручение, сов-                    | 2,0/1,5   | 0,63  | 0,29  | 3,38 |
|                                     | жением                            | 10,0/1,5  | 0,82  | 0,32  | 3,13 |
|                                     |                                   | 20,0/1,5  | 0,93  | 0,49  | 2,65 |
|                                     | Кручение, сов-                    | -2,0/0,15   | 0,13  | -0,46   | 1,88 |
| 2                                   | местное со сжа-                   | -20,0/1,5   | 0,14  | -0,46   | 1,81 |
|                                     | тием                              | -7,0/1,5  | 0,38  | -0,21   | 2,41 |
|                                     | Кручение, сов-                    | -0,5/1,5  | 0,41  | -0,24   | 2,93 |
| 3 м<br>ти                           | местное со сжа-<br>тием в оправке | -2,0/1,5  | 0,06  | -0,83   | 3,34 |



Рис. 3. Графические зависимости силы деформирования от времени (*a*), момента от времени (*б*) при кручении, совместном с растяжением, образца со скоростями ω = 1,5 об/мин, *v* = 2 мм/мин, полученные:

*I* – экспериментально; *2* – моделированием с плотностью сетки 11 мм<sup>-3</sup>; *3* – моделированием с плотностью сетки 21 мм<sup>-3</sup>;
 *4* – моделированием с плотностью сетки 32 мм<sup>-3</sup>

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Лицензия. Р.С. SFTC. Key#9190/ Ufa, Russia.

но через 100 с деформирования достигали максимальных значений и затем монотонно уменьшались (рис. 3, кривая 4), что соответствовало непрерывному уменьшению поперечного сечения шейки образца. Силовые параметры кручения, совместного с растяжением, образца, полученные моделированием при грубой сетке (рис. 3, кривые 2 и 3), не соответствовали экспериментальным данным.

На рис. 4 приведены графические зависимости показателей напряженного состояния точек поверхности образцов (рабочей части образца) от деформации, накапливаемой при комбинированном кручении с различными по величине скоростями (осевой и угловой) деформирования, но при одинаковом их отношении. Видно, что показатели напряженного состояния образцов с увеличением деформации при деформировании с различными по величине скоростями, но при одинаковом отношении скоростей изменяются качественно и количественно одинаковым образом. Средние значения показателей напряженного состояния точек поверхности образцов при одинаковом отношении скоростей отличаются на 7 %.

Отношение осевой и угловой скоростей деформирования и наличие оправки существенно влияют на показатели напряженного состояния поверхностных точек рабочей части образцов (рис. 4, e - d). Увеличение отношения скоростей обуславливает увеличение показателей напряженного состояния образцов.

Локальный максимум (рис. 4, *d*) соответствует выборке зазора между образцом и оправкой на начальной стадии деформирования образца. Усреднение значений показателей напряженного состояния образца (точек поверхности рабочей части образца) за время испытания выполняли по известным формулам:

$$\left(\frac{\sigma_1}{\sigma_i}\right)_{\rm cp} = \frac{1}{\varepsilon_i} \int_{0}^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_1}{\sigma_i} d\varepsilon;$$
$$\left(\frac{\sigma_0 \sqrt{3}}{\sigma_i}\right)_{\rm cp} = \frac{\sqrt{3}}{\varepsilon_i} \int_{0}^{\varepsilon_i} \frac{\sigma_0}{\sigma_i} d\varepsilon$$

где  $\sigma_1$  – главное нормальное напряжение;  $\sigma_i$  – интенсивность напряжений;  $\varepsilon_i$  – интенсивность деформаций;  $\sigma_0$  – среднее напряжение.

Изменение отношения скоростей от 20,0/1,5 до -2,0/1,5 в испытаниях образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием), при отсутствии и наличии оправки позволяет изменять напряженное состояние образцов: показатель  $(\sigma_1/\sigma_i)_{cp}$  точек поверхности рабочей части образца изменяется от 0,93 до 0,06, показатель  $(\sqrt{3}\sigma_0/\sigma_i)_{cp}$  изменяется от -0,83 до 0,49.

На рис. 4, *е* приведена графическая зависимость контактного нормального напряжения  $\sigma_{\rm H \ max}$  (абсолютной величины максимального контактного нормального напряжения) на поверхности оправки от времени, позволяющая рассчитать графическую зависимость силы действия образца на одну половину оправки от времени. Эта сила при кручении, совместном со сжатием, образца в оправке способствует раскрытию стыка между половинами оправки. Для исключения раскры-



Рис. 4. Графические зависимости показателей напряженного состояния точек поверхности образцов (рабочей части образца) от деформации и времени (*a* – *d*) и абсолютной величины максимального контактного нормального напряжения на поверхности оправки от времени (*e*): *a* – при отношении скоростей –2,0 мм/мин / 0,15 об/мин; *б* – при отношении скоростей –20,0 мм/мин / 1,5 об/мин; *в* – при отношении скоростей 2,0 мм/мин / 1,5 об/мин; *c* – при отношении скоростей –7,0 мм/мин / 1,5 об/мин; *д* – при отношении скоростей –2,0 мм/мин / 1,5 об/мин; *г* – при отношении скоростей –7,0 мм/мин / 1,5 об/мин;

тия стыка сила затяжки каждого из двух болтовых соединений (рис. 1, c) должна составлять не менее одной второй от максимальной силы раскрытия стыка. Обеспечить необходимую силу затяжки возможно путем применения динамометрического ключа, настроенного на момент после предварительного расчета момента затяжки по необходимой силе затяжки болтового соединения, определяемой по максимальной силе раскрытия стыка между половинами оправки, которая определяется с использованием графика (рис. 4, e).

# Результаты экспериментального деформирования образцов и методика определения пластичности $\varepsilon_i(\sigma_1/\sigma_i)$ металла в зависимости от показателя напряженного состояния $\sigma_1/\sigma_i$

В результате экспериментального комбинированного деформирования образцов до разрушения, последующих измерений линейных, угловых размеров и расчета интенсивности деформации  $\varepsilon_{ip}$ , накопленной металлом к моменту появления трещины на поверхности образца, получили данные о пластичности стали 10 при комнатной температуре и различном напряженном состоянии, которые приведены ниже:

| $(\sigma_1/\sigma_i)_{cp}$ | 0,590 | 0,630 | 0,820 | 0,930 | 0,130 | 0,150 | 0,410 | 0,058 |
|----------------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| $\epsilon_{in}$            | 1,64  | 1,52  | 1,25  | 1,02  | 3,56  | 3,32  | 2,09  | 4,55  |

Большинство образцов (за исключением образцов в оправке) разрушалось с зарождением трещины на поверхности в центральной части. Образцы в оправке разрушались с зарождением трещины на поверхности в месте локализации деформации, находящемся в цилиндрическом участке оправки. Длина визуально фиксированной трещины составляла 3 – 4 мм, ориентировка трещины – 84 – 90° к продольной оси закрученного образца.

Приведенные данные опластичностистали 10 хорошо аппроксимируются зависимостью  $\varepsilon_{ip} = -1,26 \ln(\sigma_1/\sigma_i) + +0.968.$ 

Аналогичные исследования были выполнены для широко применяемых в производстве крепежа марок сталей для холодной объемной штамповки в условиях ОАО «Белебеевский завод Автонормаль»: 20Г2Р, 30Г1Р, 15ХГНМ, 12Г1Р, 38ХГНМ, 40ХН2МА, 41Х1, Сталь 20.

На основе результатов испытаний образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием), разработана методика исследования пластичности металла при деформации, близкой к сдвигу. Эта методика включает следующие этапы.

– Проведение исследований с использованием экспериментального измерительного комплекса – кручение, совместное со сжатием (растяжением), образцов при различном отношении осевой  $v_{\rm g}$  и угловой  $\omega_{\rm g}$ скоростей деформирования, определение деформации  $\varepsilon_{ip}$ , накопленной к моменту разрушения образца. Для определения деформации  $\varepsilon_{ip}$  необходимо после деформирования образца измерить угол закручивания образца до разрушения или вычислить его по формуле  $\alpha = \omega_{\rm A} t_{\rm A}$ , где  $t_{\rm A}$  – время деформирования образца до разрушения; измерить диаметры  $d_{\rm H}$ ,  $d_{\rm K}$  и длины  $l_{\rm H}$ ,  $l_{\rm K}$ рабочей части образца до и после разрушения; применить соответствующие формулы, приведенные выше, для расчета деформации, накопленной металлом к моменту разрушения.

– Обработка результатов экспериментального определения накопленной к моменту разрушения образцов деформации  $\varepsilon_{ip}$  и результатов моделирования напряженного состояния образцов при испытании с применением известных средств Microsoft Excel для получения функциональной зависимости  $\varepsilon_{ip}(\sigma_1/\sigma_i)$ .

В практике расчетов в нашей стране наибольшее распространение получили методики оценки поврежденности металла В.Л. Колмогорова, А.А. Богатова, за рубежом – методика Кокрофта-Латама, которая установлена в программном комплексе DEFORM 3D по умолчанию как основная методика прогнозирования разрушения металла при пластической деформации. Согласно модели Кокрофта-Латама относительная работа элементарной положительной силы, действующей на материальную точку тела в процессе деформации, характеризует поврежденность металла. Разрушение металла происходит при достижении работой критического значения показателя Кокрофта-Латама  $\varepsilon_{in}(\sigma_1/\sigma_i)$ , которое зависит от схемы напряженного состояния материальной точки тела. Для использования указанных выше моделей прогнозирования разрушения металла в процессах обработки металлов давлением требуется знать зависимость пластичности от показателя напряженного состояния  $\varepsilon_{ip}(\sqrt{3}\sigma_0/\sigma_i)$  для моделей В.Л. Колмогорова, А.А. Богатова и  $\varepsilon_{in}(\sigma_1/\sigma_i)$  для модели Кокрофта-Латама. Испытания образцов кручением, совместным с растяжением (сжатием), позволяют в достаточно широком диапазоне определять пластичность металла в зависимости от показателя напряженного состояния при деформации, близкой к сдвигу. Разработанная методика с использованием образцов, размеры которых приведены на рис. 2, позволяет исследовать пластичность металла при температуре до 650 °C, при изменении показателей напряженного состояния  $\sigma_1/\sigma_2$  в пределах от 0,06 до 0,93,  $\sqrt{3\sigma_0}/\sigma_i$  – от –0,83 до 0,49.

**Выводы.** Установлено влияние отношения осевой и угловой скоростей деформирования образца при испытании кручением, совместным с растяжением (сжатием), на показатели напряженного состояния: уменьшение этого отношения приводит к уменьшению показателей напряженного состояния образца. Разработан и изготовлен экспериментальный измерительный комплекс, а также разработана методика исследования пластичности металла в термомеханических условиях деформации, близкой к сдвигу, путем совместного кручения и растяжения (сжатия) образцов.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

 Богатов А.А. Механические свойства и модели разрушения металлов. Учебное пособие для вузов. – Екатеринбург: изд. УГТУ–УПИ, 2002. – 329 с.

УДК 669.018:539.2

- Богатов А.А., Мижирицкий О.И., Смирнов С.В. Ресурс пластичности металлов при обработке давлением. – М.: Металлургия, 1984. – 144 с.
- 3. Боткин А.В., Бикбулатова В.З., Степин П.С. // Кузнечно-штамповочное производство. 2008. № 11. С. 24 – 27.

© 2013 г. А.В. Боткин, Р.З. Валиев, А.А. Кубликова, С.В. Дубинина Поступила 24 января 2013 г.

#### А.И. Потекаев<sup>1</sup>, В.В. Кулагина<sup>2</sup>, М.Д. Старостенков<sup>3</sup>, А.А. Клопотов<sup>1</sup>, Т.Н. Маркова<sup>4</sup>, М.М. Морозов<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова Томского государственного университета

<sup>2</sup> Сибирский государственный медицинский университет (г. Томск)

<sup>3</sup> Алтайский государственный технический университет (г. Барнаул)

<sup>4</sup>Сибирский государственный индустриальный университет

# СЛАБОУСТОЙЧИВЫЕ ПРЕДПЕРЕХОДНЫЕ СОСТОЯНИЯ, ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ПОРЯДОК – БЕСПОРЯДОК И СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ В СПЛАВЕ Си<sub>3</sub>Au

Аннотация. Исследованы слабоустойчивые состояния и особенности структурных изменений в области фазовых переходов на примере бинарного сплава Cu<sub>3</sub>Au. Выявлены особенности термоактивируемых перестроек структуры на микро-, нано- и макроструктурных уровнях бинарного сплава Cu<sub>3</sub>Au при отклонении от стехиометрического состава. Показано, что в окрестности структурно-фазовых превращений в сплавах Cu<sub>3</sub>Au в области 75 % Cu (ат.) реализуются слабоустойчивые состояния, в которых наблюдается целый спектр аномальных явлений, подготавливающих систему к превращению.

Ключевые слова: слабоустойчивые состояния, структурные перестройки, фазовые переходы.

# LOW-STABILITY PRE-TRANSIONAL STATES, PHASE ORDER-DISORDER TRANSION AND STRUCTURAL TRANSFORMATION IN Cu<sub>3</sub>Au ALLOY

*Abstract.* The low-stability states and structural peculiarities in the phase transition area of the  $Cu_3Au$  binary alloy are investigated. The thermal reconstruction characteristics of the binary alloy in case of its stoichiometric composition deviation were revealed on the micro, nano and macro structural scales. It is shown that in the vicinity of the structural phase transition of the  $Cu_3Au$  alloy at the 25 at. % Au domain the low-stability states arise which exhibits the whole range of abnormal phenomena responsible for the system transformation inducement.

Keywords: low-stability states, structural reconstructions, phase transitions.

Фазовый переход порядок – беспорядок – это один из типов важных фазовых переходов, происходящих в металлических сплавах, причем отличительными чертами такого перехода являются диффузионный характер превращения и взаимосвязь дальнего и ближнего порядков в расположении атомов с группами симметрии фаз, т.е. структурными особенностями системы. Исследования природы и закономерностей превращений порядок – беспорядок в металлических системах были начаты в начале XX столетия и продолжаются в настоящее время. Сохранение интереса к фазовым переходам порядок – беспорядок определяется тем, что эти превращения существенно влияют на свойства сплавов и достаточно широко распространены.

Ряд обзорных работ, посвященных проблеме атомного упорядочения и его влиянию на свойства сплавов, написаны в разное время (например, работы [1 – 21]), диссертация Н.В. Горлова<sup>1</sup>). Однако пока слабо изучены структурно-фазовые состояния вблизи фазового перехода порядок – беспорядок и взаимовлияние фазового перехода и структурных превращений в этих слабоустойчивых состояниях.

По этой причине в настоящей работе была поставлена задача изучить одновременно на микро-, нано- и макроуровнях слабоустойчивые предпереходные состояния, фазовые переходы порядок – беспорядок и структурные перестройки в сплаве типа Си<sub>3</sub>Аи в зависимости от температуры и состава системы.

 $<sup>^1</sup>$  Г о р л о в Н.В. Моделирование на ЭВМ плоских дефектов в упорядоченных сплавах типа  $A_3B$  и  $A_3B(C).$  Автореф. дис. к.ф.-м.н. – Томск, 1987. – 20 с.

В качестве объекта исследования выбран традиционный бинарный сплав Cu<sub>3</sub>Au, так как по нему накоплен большой объем информации [1 – 21].

Основываясь на диффузионном характере процесса перехода порядок – беспорядок, естественно предполагать вакансионный механизм диффузии. Однако следует учесть, что при задании в модельной системе концентрации вакансий, близкой к экспериментальной, процесс упорядочения идет очень интенсивно. Для изучения деталей процесса целесообразно «затормозить» диффузию, задавая в модели заниженную концентрацию вакансий.

Если исходить из неупорядоченного состояния системы, то становится возможным получение при использовании стохастического метода Монте-Карло равновесных конфигураций системы с заданными концентрациями компонент в некотором интервале температур.

В качестве объектов исследования выбраны модельные бинарные сплавы системы Cu – Au с содержанием 70, 75 и 80 % Cu (ат.) – варианты l - 3 соответственно. Сплавы обладают ГЦК-решеткой, причем сплав стехиометрического состава в полностью упорядоченном состоянии имеет сверхструктуру L1<sub>2</sub>, а в неупорядоченном – структуру A1.

Атомы сплава находятся в узлах решетки в соответствии с заданными концентрациями компонент, причем исходное состояние – неупорядоченное. Размер расчетного блока кристалла составляет  $36 \times 36 \times 36$  элементарных ячеек ГЦК-решетки, число атомов примерно  $2 \cdot 10^5$ , на границы расчетного блока накладываются периодические условия. Температура задается постоянной и одинаковой во всем расчетном блоке. Так как при моделировании процесса структурной перестройки атомов используется вакансионный механизм диффузии, то в сплав случайным образом вводится одна вакансия (что составляет концентрацию порядка  $0,55 \cdot 10^{-6}$ ), радиус перескока атомов ограничивается двумя координационными сферами (как наиболее вероятными).

В модели парного взаимодействия конфигурационная энергия *E* бинарного сплава имеет следующий вид:

$$E = -\sum_{i=1}^{N_s} \left[ N_{AA}^{i} \varphi_{AA}^{i} + N_{BB}^{i} \varphi_{BB}^{i} + N_{AB}^{i} \varphi_{AB}^{i} \right],$$

где  $\varphi_{AA}^{i}$ ,  $\varphi_{BB}^{i}$ ,  $\varphi_{AB}^{i}$  – взятые с обратным знаком энергии взаимодействия пар атомов AA, BB, AB соответственно на расстоянии, равном радиусу *i*-ой координационной сферы;  $N_{AA}^{i}$ ,  $N_{BB}^{i}$ ,  $N_{AB}^{i}$  – число пар атомов AA, BB, AB в *i*-ой координационной сфере;  $N_{s}$  – учитываемое число сфер взаимодействия.

Из исходного неупорядоченного состояния системы с использованием стохастического метода Монте-Карло были получены равновесные конфигурации с заданными концентрациями компонент (варианты 1-3).

Состояние сплава считали равновесным и устойчивым, если характеризующие систему параметры (энергия, параметры порядка, энтропия) оставались неизменными сколь угодно долго, при этом система не могла выйти из этого состояния без внешних воздействий. Если обычно в качестве критерия достижения равновесия рассматривается условие достижения экстремума какой-либо макроскопической характеристикой, то в данном подходе динамическое поведение системы заменяется набором дискретных состояний, в которых один шаг итерации соответствует одному акту самодиффузии атомов по вакансионному механизму. При этом на каждом шаге рассчитывается вероятность того, что один из расположенных вблизи вакантного узла атомов займет его место, причем вероятность Р<sub>іі</sub> перескока атома і в вакантный узел і решетки экспоненциально зависит от температуры

$$P_{ij} = A \exp\left(-\frac{\Delta E_{\max} - \Delta E_{\nu}^{ij}}{kT}\right)$$

где A – нормировочный множитель;  $\Delta E_{\max}$  – максимальное значение из всех  $\Delta E_{\nu}^{ij}$ ;  $\Delta E_{\nu}^{ij}$  – высвобождаемая (затрачиваемая) энергии; k – постоянная Больцмана; T – температура.

Сумма вероятностей перескоков атомов, расположенных на расстоянии первой и второй координационной сфер от вакантного узла, равна единице, т.е.  $\sum_{ij}^{n} P_{ij} = 1$ , где n – число атомов на первой и второй координационных сферах. Величина высвобождаемой (затрачиваемой) энергии  $\Delta E_{v}^{ij}$  оценивается для каждого атома i, окружающего вакансию j на первой и второй координационных сферах, равна разности энергии связи атома i в положении вакантного узла ( $E_{k}^{ij}$ ) и энергии связи атома i в положении до перескока ( $E_{n}^{ij}$ ), т.е.  $\Delta E_{v}^{ij} = E_{k}^{ij} - E_{n}^{ij}$ . В результате из всех значений  $\Delta E_{v}^{ij}$  выби-

рается максимальное, обозначаемое как  $\Delta E_{\text{max}}$ . Для идентификации формирующихся в ходе структурных изменений фаз (в данном случае  $A_3B$ , AB,  $AB_3$  и фаз чистых компонент) использовали прием, основанный на определении соответствующего каждой структуре числа связей различных пар атомов на первой координационной сфере [22].

Для описания изменения состояния сплава использованы понятия домена, кластера, межфазных и антифазных границ. В дальнейшем упорядоченная фаза будет характеризоваться числом, размером и формой доменных структур, причем доменами будем считать части кристалла, упорядоченные по типу  $A_3B$ . При этом домены могут иметь различную ориентацию, могут быть сдвинуты друг относительно друга; такие домены являются антифазными по отношению друг к другу. Заметим, что в сверхструктуре L1<sub>2</sub> их может быть четыре, они различаются по расположению атома второй компоненты в элементарной ячейке кристаллической решетки сверхструктуры.

Будем считать, что кластер представляет собой неупорядоченную структуру, содержит разносортные атомы, у которых число связей пар атомов на первой координационной сфере не соответствует числу пар упорядоченной фазы  $A_3B$ . Атомы кластеров, точечные дефекты замещения составляют неупорядоченную фазу. Поверхность раздела между двумя антифазными доменами определим как антифазную границу, а область раздела упорядоченной и неупорядоченной фаз – как межфазную границу. «Полуупорядоченная» фаза включает в себя антифазные и межфазные границы.

Свободная энергия определяется как функция от дальнего порядка

$$F(\eta) = E - TS(\eta),$$

где *T* – температура; *S* – конфигурационная энтропия [2, 4].

Для исследования термоактивированной перестройки атомной структуры сплава был проведен компьютерный эксперимент по следующей схеме. На первом шаге формировали три типа стартовых блоков кристалла, в каждый из которых вводили одну вакансию. Затем задавали температуру, запускали вакансионный механизм диффузии атомов по методу Монте-Карло. При этом энергия межатомного взаимодействия была протабулирована по расстоянию до трех координационных сфер с помощью потенциальной функции Морзе и ее параметров из работ [21, 22]. Термоактивацию системы проводили ступенчато от 500 до 900 К с шагом  $\Delta T = 50$  К в течение  $10^8$  итераций для каждой температуры в каждом из трех расчетных блоков. При низких температурах наблюдали процесс упорядочения, а при повышенных температурах после достижения некоторого упорядоченного состояния, зависящего от состава сплава, - процесс разупорядочения.

Были рассчитаны зависимости от температуры свободной энергии, конфигурационной энергии и конфигурационной энтропии. Анализ показал, что для сплава стехиометрического состава упорядоченное состояние термодинамически предпочтительнее смеси фаз с содержанием 70 и 80 % Си (ат.), что и естественно для системы Си – Аu.

#### Особенности процесса упорядочения – разупорядочения сплавов системы Си – Аи вблизи состава Си<sub>3</sub>Аи

Предложенные модель и метод исследования позволяют изучать микроскопическую картину процесса упорядочения – разупорядочения при каждой выбранной температуре и заданном составе сплава.

Изменение концентрации компонент сплава существенно влияет на формирование порядка в распределении атомов в кристалле и условия реализации различных механизмов фазового перехода порядок – беспорядок, образование переходных структур и состояний сплава.

На рисунке показаны структурные элементы упорядоченной, неупорядоченной и «полуупорядоченной» фаз, причем последнюю составляют атомы на границах при их выходе на поверхность. Различными оттенками выделена доменная структура, а серым цветом окрашены кластеры, точечные дефекты замещения и их комплексы, межфазные и антифазные границы.

В случае сплава стехиометрического состава при температуре ниже 500 - 550 К наряду с крупным доменом образуются антифазные домены мелкого и среднего размеров (см. рисунок, поз. а). Отметим, что антифазные домены окружены тонкой прослойкой антифазных границ, которые, мигрируя, вносят существенный вклад в процесс упорядочения атомов. Наблюдается тенденция к поглощению крупным доменом своих антифазных «соседей», идет уменьшение объема мелких и средних доменов. Первыми размываются тонкие плоские домены, а наиболее стабильными являются домены правильной округлой формы крупного размера. Структурная трансформация происходит в основном за счет миграции антифазных границ, увеличения объема упорядоченной фазы и поглощения сегрегационных доменов. При повышении температуры до 600 – 850 К сохраняется монодоменная структура с образованием небольшой доли неупорядоченной фазы. Особенности разупорядочения связаны с образованием потока точечных дефектов и их комплексов. При температуре 900 К сплав полностью разупорядочивается, наблюдается незначительный процесс образования микродоменов, зародышей новой фазы.

В сплаве, содержащем 70 % Сu, доля кластеров уменьшается от минимального значения 40 % еще на 15 – 20 % за счет образования «полуупорядоченной» фазы (в виде межфазных границ). Сплав имеет только внутридоменный дальний порядок, причем процесс упорядочения проходит аналогично случаю стехиометрического состава, но с большей долей «полуупорядо-



Распределение структурных элементов упорядоченной, неупорядоченной фаз и граничных атомов, образующих «полуупорядоченную» фазу в сплаве Cu<sub>3</sub>Au при температуре 550 K (*a*), 750 K (*б*) и 900 K (*в*)

ченной» фазы. Укрупнение доменов происходит за счет роста доменов с добавлением атомов из межфазной границы либо сегрегаций. Основное взаимодействие между доменами происходит посредством межфазной границы. Между доменами образуется широкая межфазная граница, которая перестраивается в один из антифазных доменов более крупного размера. Образовавшиеся домены имеют большую плотность точечных дефектов замещения и микрокластеров с относительно большими областями упорядоченной фазы. В процессе упорядочения при относительно низких температурах межфазные границы относительно быстро перестраиваются в упорядоченную негомогенную область. В процессе разупорядочения с ростом температуры межфазные границы также быстро перестраиваются в неупорядоченную фазу.

В сплаве, содержащем 80 % Си, неупорядоченная фаза составляет около 55 % при температуре 600 К, остальная часть системы состоит в основном из двух относительно крупных доменов (около 20 %), на межфазных границах наблюдаются мелкие сегрегации. С повышением температуры происходит увеличение доли неупорядоченной фазы, включается процесс разупорядочения, мелкие и средние домены аннигилируют, два крупных разрушаются. Как вблизи границы, так и внутри домена наблюдается образование дефектов и их комплексов. Основное взаимодействие происходит на межфазной границе между упорядоченной и неупорядоченной фазами. Межфазная граница имеет лабиринтную структуру, которая в процессе разупорядочения при росте температуры внедряется в упорядоченную область. Во всем интервале температуры наблюдается выделение чистой меди (примерно до 3 %).

#### Анализ структуры фаз

В процессе термоактивации наблюдаются особенности кинетики. В результате становится возможным провести структурный анализ упорядоченной, неупорядоченной и «полуупорядоченной» фаз, последняя из которых содержит антифазные и межфазные границы.

В рассматриваемом сплаве формируется четыре типа доменов. В сплаве стехиометрического состава при температуре 500 К наблюдается формирование всех четырех типов доменов с преобладанием одного. С ростом температуры увеличивается размер большего домена, уменьшаются домены меньшего размера. При температуре фазового перехода порядок – беспорядок (T = 700 K) сплав имеет монодоменную структуру (порядка 95 % объема), а при повышении температуры наблюдается размытие домена. Аналогичные изменения доменной структуры отмечены в бинарном сплаве при содержании 70 % Сu: при температуре 650 К остается только один монодомен, максимальный размер которого составляет 47 % объема. В случае сплава, содержащего 80 % Cu, происходит распад на два типа доменов,

максимальные размеры которых при 600 К составляют 24 и 20 % соответственно. Во всех случаях при повышении температуры выше критической наблюдается разрушение доменов. Температура, при которой параметр дальнего порядка достигает максимального значения, соответствует температуре, при которой доменная структура имеет наибольший объем.

В настоящей работе было построено и проанализировано распределение атомов по структурам неупорядоченной и «полуупорядоченной» фаз, последняя из которых содержит межфазные и антифазные границы. Доля атомов, принадлежащих граничной области доменов, оказывается наибольшей для сплава при содержании 70 % Си (вариант *1*) в интервале температур от 600 до 750 К.

В сплаве стехиометрического состава вблизи критической температуры (T = 700 K) отмечается превышение доли граничных атомов «полуупорядоченной» фазы над неупорядоченной. С повышением температуры в процесс разупорядочения включаются механизмы, связанные с фасетированием антифазных границ, удлинением и утолщением границ, что происходит вплоть до полного разупорядочения сплава при температуре выше 850 К. Во всех рассмотренных сплавах объем кластеров неупорядоченной фазы при температурах, которые ниже температуры фазового перехода порядок - беспорядок, мал. При росте температуры их доля начинает возрастать, достигая максимума при температурах выше фазового перехода. Изменение распределения «полуупорядоченной» фазы значительно зависит от концентрации компонент сплава. Влияние межфазных и антифазных границ наибольшее в сплаве с концентрацией 70 % Си. В сплаве стехиометрического состава фасетирование и миграция границ начинаются при температурах вблизи температуры фазового перехода порядок – беспорядок. В сплаве с пониженной концентрацией золота преобладающей является неупорядоченная фаза, объем межфазных границ не превышает 3 %, влияние их незначительно.

Структурный анализ фаз А<sub>3</sub>В, АВ, АВ<sub>3</sub>, А, В, формирующихся в процессе термоактивации, позволил построить гистограммы распределения их долей. Оказалось, что для сплава стехиометрического состава доля фазы со сверхструктурой L1, является преобладающей при температурах ниже температуры фазового перехода, однако при приближении к температуре разупорядочения доля фазы со сверхструктурой L1, снижается. Для сплава с содержанием 70 % Си доля сверхструктуры L1, достигает максимума (в пределах 45 %) в интервале температур от 600 до 750 К, увеличение концентрации золота приводит к выделению фазы CuAu (порядка 5 %). При концентрации 80 % Си в интервале температур 550 – 750 К обнаруживается выделение чистой меди (до 2 %) и наличие агрегатов атомов, соответствующих сверхструктуре L1, (достигает 44 %), остальная часть кристалла определяется как неупорядоченная фаза, что согласуется с данными работы [22]. В сплаве стехиометрического состава выделение структурных фаз очень незначительное и существует только при относительно высоких температурах.

Выводы. Построенная модель и применение метода Монте-Карло дали ряд правдоподобных результатов. Удалось, прежде всего, детально проследить картину процесса упорядочения бинарного сплава в зависимости от температуры и состава. Более того, процесс был рассмотрен на микро-, мезо- и макроуровнях. В результате установлено, что основным механизмом на ранней стадии упорядочения сплава является процесс образования антифазных доменов. В сплаве стехиометрического состава доля атомов, составляющих антифазные домены, достигает 90 %, в то время как при отклонении от стехиометрии на  $\pm 5$  % эта доля не превышает 50 %. Механизм структурных превращений существенно зависит от особенностей мезоструктуры (доменной структуры, формы и размеров доменов, длины и ширины антифазных и межфазных границ и т.п.). В сплаве стехиометрического состава доля кластеров невелика, а основную роль играют механизмы поглощения крупными доменами мелких и миграции антифазных границ, причем при этом сохраняется внутридоменный порядок. При уменьшении доли меди механизм структурных превращений оказывается связанным с флуктуацией межфазных и антифазных границ, идет процесс поглощения крупными доменами мелких (как и в сплаве стехиометрического состава), но без сохранения внутридоменного порядка. При увеличении концентрации меди до 80 % механизм структурных превращений связан с размытием доменных структур неупорядоченной фазой.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

- 1. Никс Ф.Ч., Шокли В. // УФН. 1938. Т. 20. С. 344.
- **2.** Кривоглаз М.А., Смирнов А.А. Теория упорядочивающихся сплавов. М.: Физматгиз, 1958. 388 с.
- **3.** Sato H. and Toth R. Alloying Behaviour and Effects in Concentrated Solid Solutions. N. Y., 1963. P. 295.
- Кривоглаз М.А. Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами. – М.: Наука, 1967. – 592 с.

- Слабоустойчивые длиннопериодические структуры в металлических системах / А.И. Потекаев, С.В. Дмитриев, В.В. Кулагина и др. Томск: Изд-во НТЛ, 2010. 308 с.
- Слабоустойчивые состояния металлических систем / А.И. Потекаев, В.А. Старенченко, В.В. Кулагина и др.; под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2012. – 272 с.
- Старенченко С.В., Козлов Э.В., Старенченко В.А. Закономерности термического фазового перехода порядок – беспорядок в сплавах со сверхструктурами L1<sub>2</sub>, L1<sub>2</sub>(M), L1<sub>2</sub>(MM), D1<sub>2</sub>. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. – 268 с.
- 8. Potekaev A.I. // Phys. Stat. Sol. (a). 1992. Vol. 134. P. 317 334.
- 9. Потекаев А.И. // Изв. вуз. Физика. 1995. № 6. С. 3 12.
- 10. Потекаев А.И. // Изв. вуз. Физика. 1996. № 6. С. 22 40.
- Кулагина В.В., Еремеев С.В., Потекаев А.И. // Изв. вуз. Физика. 2005. № 2. С. 16 – 23.
- Еремеев С.В., Потекаев А.И. // Изв. вуз. Физика. 2005. № 6. С. 82 – 90.
- Потекаев А.И., Кулагина В.В. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 8. Т. 54. С. 5 – 22.
- 14. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Кулагина В.В. идр. // Изв. вуз. Физика. 2011. № 9. Т. 54. С. 59 – 69.
- 15. Потекаев А.И., Клопотов А.А., Старостенков М.Д., Кулагина В.В. // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2012. № 1. Т. 9. С. 57 – 66.
- 16. Кулагина В.В., Потекаев А.И., Клопотов А.А., Старостенков М.Д. // Изв. вуз. Черная металлургия. 2011. № 8. С. 52 – 57.
- 17. Кристиан Дж. Теория превращения в металлах и сплавах. – М.: Мир, 1978. – 805 с.
- Попов Л.Е., Козлов Э.В. Механические свойства упорядоченных твердых растворов. – М.: Металлургия, 1970. – 216 с.
- Муто Т., Такаги Ю. Теория явлений упорядочения в сплавах. М.: ИЛ, 1959. 130 с.
- **20.** И веронова В.И., Кацнельсон А.А. Ближний порядок в твердых растворах. М.: Наука, 1977. 253 с.
- Дудник Е.А., Полетаев Г.М., Андрухова О.В., Старостенков М.Д. // Изв. вуз. Физика. 2002. № 8. Приложение. С. 37 – 46.
- 22. Гуменник К.В., Стефанович Л.И., Фельдман Э.П. – Вкн.: Материалы 10-й Междунар. симп. «Упорядочение в минералах и сплавах». ОМА-10. – Ростов н/Д: изд. Информационно-производственного отдела пед. ин-та Южного федерального ун-та, 2007. – С. 199 – 202.

© 2013 г. А.И. Потекаев, В.В. Кулагина, М.Д. Старостенков, А.А. Клопотов, Т.Н. Маркова, М.М. Морозов Поступила 13 ноября 2012 г. УДК 620.179:599.382

#### Suwen Chen<sup>1, 2</sup>, Guoyi Tang<sup>1</sup>, Shenhua Song<sup>2</sup>, Guolin Song<sup>1</sup>, Victor Gromov<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Advanced Materials Institute, Graduate School at Shenzhen, Tsinghua University (China) <sup>2</sup>Department of Materials Science and Engineering, Shenzhen Graduate School, Harbin Institute of Technology (China) <sup>3</sup>Siberian State University of Industry (Russia)

### EFFECT OF ELECTROPULSING TREATMENT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF Q235 STEEL STRIP

*Abstract.* The elctropulsing treatment (EPT) has been successfully applied to the processing of a low carbon Q235 steel strip. Comparing with the conventional heat treatment (CHT), a proper EPT is capable of achieving the similar or even better effect on the mechanical properties of the steel strip. It was found that the optimum combination of the EPT parameters are 180 V in voltage and 500 Hz in frequency (180 V – 500 Hz) leading to a combination of tensile strength-elongation of 371 MPa – 47,5 %. Optical microscopy analyses indicates that the EPT/180 V – 500 Hz for Q235 steel strip can accelerate the formation of the completely recrystallized microstructure in which the grain size become relatively finer and more uniform compared to the elongated one formed in the cold-rolled sample. Such phenomenon is consistent with the improvement of the mechanical performance of the Q235 steel sample under the EPT. However, the EPT with inadequate frequency can only result in partial recrystallization of the grains, while the one with an exceed frequency may lead to the apparent grain growth within the sample. Both cases can not produce satisfactory combination of strength and ductility for the steel samples.

Keywords: electropulsing treatment, the conventional heat treatment, mechanical properties, microstructure.

Electropulsing treatment (EPT) was firstly discoved to reduce the resistance of deformation within the metals in the 1969 [1]. EPT is an instantaneous high energy input method, which nowadays has been widely used to improve the microstructure and mechanical properties of materials. Studies by Wang and his co-workers [2, 3] indicate that the improvement of plasticity of the TA15 sheet with EPT can be realized by the EPT-induced local recrystallization and damage healing. Conrad et al. [4, 5] reported that EPT may refine the grains and raise the nucleation rate of recrystallization during annealing of the cold worked copper. Such phenomena are attributed to the EPT-enhanced mobility of dislocations [6]. Zhu and Lee [7 - 9] found that the tensile test under the EPT may produce a much higher elongation for a Zn – Al alloy compared to the conventional tensile test. And the relationship between the elongation and the electropulsing can be explained by dislocation dynamics and microstructural evolution. A study by Liu et al. [10] indicates that the EPT can increase the shape memory effect of a Fe-based shape memory alloy due to accelerating the precipitation of NbC carbide particles. Recently, Xu et al. [11 - 13] have obtained ultrafine recrystallized grains in a cold rolled AZ31 strip by using EPT, and the behavior of recrystallization during the EPT may be due to the acceleration of dislocation propagation and annihilation as well as the enhancement of vacancy mobility. Overall, the EPT is very likely to improve the plasticity of the metals or alloys without apparently losing its strength.

Low carbon steel Q235 is widely used as an engineering structural material. It has the room-temperature yield strength of approximately 235 MPa with an excellent ductility, i.e. it possesses sound comprehensive mechanical properties. However, in the production of Q235 steel strip, the steel has to undergo a cold rolling process, which normally leads to work-hardening. Therefore, annealing is required right after the cold rolling process. The conventional heat treatment (CHT) of the steel in a furnace usually takes a long time interval and therefore a large quantity of electrical energy is consumed. In order to reduce the energy consumption and improve the mechanical properties of the steel strip, the EPT was successfully employed in the present work to treat a cold-rolled Q235 steel strip.

#### Experimental

The material used was a cold-rolled Q235 steel strip which was commercially produced with a width of 20 mm and a thickness of 1 mm. The chemical composition of the steel (wt. %) is 0,098 C, 0,38 Mn, 0,12 Si, 0,027 S, 0,002 P and 0,025 Cr with a balance of Fe. Both EPT and CHT for the steel strip samples were carried out for comparative studies.

The procedures of a typical EPT are schematically illustrated in Fig. 1. The Q235 strip specimen was on-line treated by a continuous electropulsing where the strip was



Fig. 1. Schematic illustration of the EPT process

moving at a constant speed of 14 m/min through a distance of 300 mm between the two electrodes. During the process, it took about 21 s for the strip to move from the anode to the cathode. A self-made electropulsing generator was utilized to create the multiple positive electropulses. The pressure between the electrode rollers and the strip was kept at a sufficient level to maintain a good electrical contact without causing any undesirable deformation of the strip. Electropulses having the duration of about 70 µs were applied on the strip specimens at various voltages and frequencies. The current parameters including frequency, root-mean-square (RMS) current, amplitude and duration of current pulses were constantly monitored and recorded by using a Halleffect sensor connected to an oscilloscope. The temperature of the Q235 strip specimen was measured by using a Raytek MX2 infrared thermoscope. In parallel, the CHT were also carried out for the same O235 strip sample in a furnace at 873 K for about 2 h for comparisons purpose. Both the EPT and the CHT were performed under a natural air environment. Various parameters for both EPT and CHT are listed in Table.

The strip specimen surfaces after both EPT and CHT were well polished and etched with a solution of 4 % nitric acid and 96 % ethanol, and observed by using an optical microscopy. Tensile tests for the strip specimens with a gauge size of  $100 \times 20 \times 1$  mm were performed on a universal testing machine at a cross-head speed of 5 mm/min.

#### **Results and discussion**

It can be noticed by the parameters of EPT shown in Table, the temperature of the specimen under EPT increases with the increasing of frequency at the same voltage, or with the increasing of voltage at the same frequency. A higher frequency or voltage leads to a larger RMS value of current density and more powerful thermal and athermal effects [14].

The values of the tensile strength and elongation for the cold-rolled specimens with the CHT and the EPT are also given in Table. In the cold-rolled state, the tensile strength of the sample was 728 MPa while its elongation was merely 3,4 %. With the CHT, the steel sample had the tensile strength reduced to 361 MPa while an elongation increased to 44,5 %. With the EPT, at the same frequencv of 500 Hz the tensile strength varies from 658 MPa to 371 MPa to 376 MPa to 540 MPa as the inputed voltage alters from 150 V to 180 V to 200 V to 220 V with the elongation changing from 6.9 % to 47,5 % to 34,5 % to 11,9 %. Therefore, the optimum combination of strength and ductility of Q235 steel strip sample was achieved by using EPT at a voltage of 180 V. Under such circumstances, both the strength and ductility (i.e. 371 MPa and 47,5%) of the steel specimens are higher than those achieved by using the CHT (i.e. 361 MPa and 44,5 %). Although the differences in the property values between the steel specimens with the EPT and the CHT are not quite remarkable, the EPT still posses the obvious advantage of a large amount of electrical energy and time savings compared to the CHT. At the same voltage of 180 V, both the strength and the ductility of the treated steel specimens vary with the frequencies, and the best results of these properties were obtained at the frequency of 500 Hz. Hence, the optimum electrical parameter combination of voltage and frequency of the EPT for Q235 steel strip is 180 V/500 Hz.

The microstructures of the specimens subjected to different treatments are shown in Fig. 2. it can be obviously seen from Fig. 2, *a* that the cold-rolled specimen shows an elongated microstructure. After the CHT, the elongated microstructure of the steel evolved to a recrystallized one in which the grain size is quite small and uniform (see Fig. 2, *b*). After the EPT at various parameters, the elongated microstructure of the steel evolved to different ones. For the sample treated by the EPT/180 V – 300 Hz, only a small amount of elongated microstructure were recrystallized (see Fig. 2, *c*). It is likely due to the temperature of the specimen (460 K) during the EPT is too low to initiate recrystallization. The microstructure of the specimen obtained by using the EPT/180 V – 500 Hz is similar to that

| Sample       | <i>U</i> , V | <i>f</i> , Hz | $J_m$ , A/mm <sup>2</sup> | $J_e$ , A/mm <sup>2</sup> | <i>Т</i> , К | σ <sub>p</sub> , MPa | e, % |
|--------------|--------------|---------------|---------------------------|---------------------------|--------------|----------------------|------|
| ACR          | _            | -             | -                         | _                         | 298          | 728                  | 3,4  |
| CHT          | _            | -             | -                         | _                         | 873          | 361                  | 44,5 |
| EPT 1        | 150          | 500           | 121                       | 10,26                     | 533          | 658                  | 6,9  |
| EPT 2        | 180          | 300           | 114                       | 12,57                     | 460          | 665                  | 6,5  |
| EPT <i>3</i> | 180          | 500           | 107                       | 14,57                     | 674          | 371                  | 47,5 |
| EPT 4        | 180          | 700           | 114                       | 16,76                     | 883          | 426                  | 22,6 |
| EPT 5        | 200          | 500           | 130                       | 17,33                     | 823          | 376                  | 34,5 |
| ЕРТ 6        | 220          | 500           | 137                       | 18.00                     | 903          | 540                  | 11.9 |

The parameters of EPT and CHT for the Q235 steel strip

N ot e. ACR stands for as cold-rolled;  $J_m$  is the amplitude of current-density of electropulsing; and  $J_e$  represents the RMS value of the current during EPT and is related to the Joule heating effect; TS stands for the tensile strength; and EL stands for the elongation.



Fig. 2. Microstructures of the samples subjected to different treatments: *a* – cold rolling; *b* – CHT; *c* – EPT/180 V – 300 Hz; *d* – EPT/180 V – 500 Hz; *e* – EPT/180 V – 700 Hz

obtained by using the CHT. In this case, the temperature of the sample is 674 K which was nearly 200 degree lower than that used in the CHT (see Table). This implies that the EPT can considerably promote the kinetic process of recrystallization. After the EPT/180 V - 700 Hz, the grain growth of the steel took place and its microstructure also became less uniform. This is probably because the EPT-induced temperature (883 K) was too high for a proper recrystallization, and led to a worse combination of strength and ductility.

Since recrystallization can be explained by motion and interaction of dislocations, an increased mobility of the dislocations produced by the electropulsing may be able to promote recrystallization. Many studies [15 - 17] have indicated that the relationship between electrons and dislocations consists of thermal and athermal effects when electropulsing is applied on metals. However, the real mechanism of athermal effects is still not very clear. One possible explanation is that it results from an additional force which the periodic impulse electrons exert on a dislocation, i.e. a so-called "electron wind" [4]. It is supposed that the electropulsing can effectively accelerate the migration of vacancies, which is related to the dislocation climb. The dislocation climb has a close relationship with the total flux of the diffusing atoms *J* as given by Eq. (1) [18]:

$$J = J_{th} + J_{ath} = J_{th} + \frac{D_1}{kT} \left( K_{ew} \Omega J_m + N_1 \rho e Z_1^* J_m \right); \quad (1)$$

where  $J_{th}$  and  $J_{ath}$  are the fluxes of the diffusing atoms due to the thermal and athermal effects,  $D_1$  is the lattice diffusing coefficient, k is the Boltzmann constant,  $\Omega$  is the atom volume,  $N_1$  is the number of lattice atoms per unit volume, T is the absolute temperature,  $K_{ew}$  is the coefficient of electron wind force, and  $eZ_1^*$  is the effective charges of lattice atoms. In addition, the number of dislocations climbing into the subgrain boundaries, in terms of nc, per unit time can be given as Eq. (2). [19]:

$$\frac{dn_c}{dt} = J\frac{\Omega}{b},\tag{2}$$

where b is the Burgers Vector.

It can be clearly found from Eq. (1) that even though the flux of the diffusing atoms due to thermal effect in the electropulsing forming process is small at the relatively low temperature, it is possible to enhance J remarkably by increasing  $J_m$ . Therefore, the climbing of dislocations in subgrain boundaries per unit time can speed up according to Eq.(2).

The detailed mechanism of athermal effect may be deduced as the following viewpoint. It is known that electron movement is ranging between  $K_0$  and  $K_{max}$  periodically when electropulsing is applied to the metals.  $K_{max}$  increases with  $J_m$  as  $K_{max} = m^* v_{max} = m^* J_m / en$ , where  $m^*$  is the effective electron mass, vmax is the maximum electron velocity, e represents the electron charge and n is the electron density or the number of electrons per unit volume. According to the impulse law, the varying momentum can transfer to the

impacting force as 
$$K_{\text{max}} = \int_{0}^{\infty} F dt$$
, where F is the impacting

force and  $\tau$  is the electropulsing duration. Due to a very short duration (70 µs) in these experiments, the electron impacting force may become tremendous, which furthermore accelerates atoms irregular movement based on the initial thermal effect (i.e., the joule heat effect). Certainly, the higher the  $J_m$  is imported, the more superior athermal effect will be produced as F increases sharply.

The coupling of thermal effect and athermal effect exists in the EPT for Q235 steel strip. However, it should be
noted that the fraction of athermal effect contributing to plastic deformation needs further studying.

# Conclusions

The low carbon Q235 steel strip has been successfully processed by using the elctropulsing treatment technique. There is an optimum combination of the EPT parameters which can lead to the best combination of strength and ductility of the sample. In the present case, it was found that the optimum combination of the EPT parameters are 180 V in voltage and 500 Hz in frequency (180 V – 500 Hz) leading to a combination of tensile strength-elongation of 371 MPa – 47,5 %, which is better than that achieved by using the conventional heat treatment. After the EPT, the microstructure in the sample is a fully recrystallized one in which the grain size is very fine and uniform. Such phenomenon is responsible for the improvement of the mechanical performance (i.e. the best combination of strength and ductility) of the Q235 steel sample under the EPT.

### REFERENCES

- 1. Troitskii O.A. // Journal of Experimental and Theoretical Physics. 1969. Vol. 10. P. 18 22.
- 2. Wang Z., Song H. // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 470. P. 522 530.
- **3.** Wang Z., Song H. // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2009. Vol. 19. P. 409 413.
- Conrad H., Karam N., Mannan S. // Scripta Materialia. 1983. Vol. 17. P. 411 – 416.

- Conrad H., Karam N., Mannan S. // Scripta Materialia. 1984. Vol. 18. P. 275 – 280.
- Elektrostimulirovannaya ductility of metals and alloys / V.E. Gromov, L.B. Zuev, E.V. Kozlov, V.Y. Tsellermaer. – Moscow: Nedra, 1996. – 290.
- 7. Zhu Y.H., Lee W.B., Liu X.M. et al. // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 501. P. 125 132.
- 8. To S., Z hu Y.H., L e e W.B. et al. // Materials Transaction. 2009. Vol. 50. P. 1105 – 1112.
- **9.** To S., Z hu Y.H., L e e W.B. et al. // Materials Transaction. 2009. Vol. 50. P. 2772 2777.
- Liu W.B., Wen Y.H., Li N., Yang S.Z. // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 472. P. 591 – 594.
- **11.** X u Z.H., Tang G.Y., Ding F. et al. // Applied Physics A. 2007. Vol. 88. P. 429 – 433.
- Guan L., Tang G.Y., Jiang Y.B., Chu P.K. // Journal of Alloys and Compounds. 2009. Vol. 487. P. 309 313.
- 13. Guan L., Tang G.Y., Chu P.K., Jiang Y.B. // Journal of Materials Research. 2009. Vol. 24. P. 3674 3679.
- 14. Jiang Y.B., Tang G.Y., Guan L. et al. // Journal of Materials Research. 2008. Vol. 23. P. 2685 2690.
- 15. Troitskii O.A., Spitsyn V.I., Sokolov N.V., Ryzhkov V.G. // Physica Status Solidi A. 1979. Vol. 52. P. 2685 – 2690.
- Sprecher A.F., Mamnnan S.L., Conrad H. // Acta Materialia. 1986. Vol. 34. P. 1145 1150.
- Okazaki K., Kagawa M., Conard H. // Materials Science and Engineering A. 1980. Vol. 45. P. 109 – 116.
- Sprecher F., Mannan S.L., Conrad H. // Acta Materialia. 1983. Vol. 17. P. 769 – 772.
- **19.** X u Z.H., Tang G.Y., Tian S.Q. et al. // Journal of Materials Research. 2007. Vol. 182. P. 128 133.

© 2013 Suwen Chen, Guoyi Tang, Shenhua Song, Guolin Song, Victor Gromov Received December 12, 2012.

# К 75-ЛЕТИЮ РАФИКА САБИРОВИЧА АЙЗАТУЛОВА



27 мая 2013 года исполнилось 75 лет профессору кафедры металлургии черных металлов, стандартизации и сертификации Сибирского государственного индустриального университета (СибГИУ), академику Академии проблем качества, действительному члену Международной академии информатизации, заслуженному металлургу России, доктору технических наук, профессору Рафику Сабировичу Айзатулову.

Вся профессиональная деятельность Р.С. Айзатулова связана со становлением и развитием отечественной металлургии, науки и образования. После окончания с отличием в 1961 г. Сибирского металлургического института по специальности «Металлургия черных металлов» специализации «Металлургия стали» он начал свою трудовую деятельность на Кузнецком металлургическом комбинате подручным разливщика, работал сменным, а затем старшим мастером мартеновского цеха № 1. В 1968 г. Рафик Сабирович был приглашен на Западно-Сибирский металлургический завод, где прошел путь от помощника начальника конвертерного цеха до генерального директора комбината.

В 1981 г. Р.С. Айзатулов защитил кандидатскую, а в 1990 г. докторскую диссертацию, получил ученое звание профессора. Профессор Р.С. Айзатулов автор более 350 научных работ, в том числе 12 монографий по проблемам металлургии, более 200 изобретений, значительное количество которых внедрено в производство с большими экономическими эффектами, является заслуженным изобретателем СССР и известным специалистом в области теории и практики конвертерного производства стали.

Р.С. Айзатулов – человек исключительной инженерной одаренности, глубокого стратегического ума и организаторского таланта, он создал в Сибири научную школу по металлургии стали, получившую заслуженное признание в стране и за рубежом. Р.С. Айзатулов внес колоссальный вклад в развитие металлургического комплекса страны, неоднократно назначался председателем государственных комиссий по приемке в эксплуатацию крупнейших объектов черной металлургии СССР.

Свой практический и теоретический опыт Рафик Сабирович всегда использовал при подготовке инженерных и научных кадров в высшей школе, более 20 лет являлся заведующим кафедрой металлургии стали СибГИУ. Сегодня он член докторского диссертационного совета по специальности «Металлургия ченых, цветных и редких металлов».

Профессор Р.С. Айзатулов трижды лауреат премии Совета Министров СССР, лауреат государственной премии России в области науки и техники и премии Правительства РФ. Ассоциацией «Бизнес партнеров» России удостоен диплома почетного доктора управления, сертификата и почетного звания «Возрождение 2000», лауреата 7-го всероссийского конкурса предпринимателей «Карьера 2001» за ведущее место как руководителя промышленного предприятия.

Р.С. Айзатулов награжден орденами «Знак Почета», «За заслуги перед Отечеством IV степени», «Святого Даниила Заступника», орденом «Доблесть Кузбасса» и целым рядом других отраслевых наград и наград администрации Кемеровской области.

Редакция журнала, коллеги, металлурги страны поздравляют Рафика Сабировича с юбилеем, желают ему доброго здоровья, дальнейших успехов в научной и образовательной деятельности.

## СОДЕРЖАНИЕ

# РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

# МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИЕ ТЕХНОЛОГИИ

| Кадыков В.Н., Уманский А.А., Мартьянов Ю.А. Исследование    |    |
|---|----|
| формоизменения поверхностных дефектов при прокатке в        |    |
| сортовых калибрах   | 8  |
| Шевченко А.Ф., Маначин И.А. Взаимосвязь межфазной реакци-   |    |
| онной поверхности с параметрами вдуваемых потоков при       |    |
| ковшевом рафинировании чугуна                               | 12 |
| Перетятько В.Н., Климов А.С., Филиппова М.В. Калибровка     |    |
| валков шаропрокатного стана. Сообщение 2                    | 16 |
| Долинский В.А., Никитин Л.Д., Портнов Л.В., Бугаев С.Ф. Ис- |    |
| пользование кускового каменного угля для частичной замены   |    |
| кокса при выплавке чугуна                                   | 20 |
| Онорин О.П., Спирин Н.А., Лавров В.В., Косаченко И.Е., Ры-  |    |
| боловлев В.Ю. Оценка формы зоны вязкопластичных масс        |    |
| железорудных материалов в доменной печи методом матема-     |    |
| тического моделирования                                     | 24 |
| Толымбеков М.Ж., Исагулов А.З., Кажикенова С.Ш., Шаихо-     |    |
| ва Г.С., Исагулова Д.А. Воздушно-импульсный метод изго-     |    |
| товления форм и отливок                                     | 30 |
| Протопопов Е.В., Селезнев Ю.А., Черепанов А.Н., Чинока-     |    |
| лов В.Я., Фойгт Д.В., Ганзер Л.А. Модифицирование метал-    |    |
| ла нанопорошковыми инокуляторами на сортовой МНЛЗ для       |    |
| повышения качества проката                                  | 33 |
| Стулов В.В., Богданова Н.А. Физическое моделирование охлаж- |    |
| дения полой стальной отливки в кокиле                       | 36 |

## МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ И НАНОТЕХНОЛОГИИ

**Молотков С.Г., Бащенко Л.П., Будовских Е.А., Громов В.Е.** Моделирование нагрева поверхности металла при электровзрывном легировании с учетом формы теплового импульса ...... 44

#### Тематическая подборка статей «НАНОСТРУКТУРНОЕ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ» (продолжение, начало в № 4 – 2013 г.)

Овчаренко В.Е., Моховиков А.А., Игнатьев А.С. Наноструктурирование поверхностного слоя и его влияние на стойкость металлокерамического сплава при резании металла ...... 47 Багмутов В.П., Калита В.И, Захарова Е.Б., Комлев Д.И., Иванников А.Ю., Захаров И.Н., Косогоров А.В. Исследование ультра- и нанодисперсных структур в плазменных покрытиях, упрочненных электромеханической обработкой ...... 51 Иванов Ю.Ф., Клопотов А.А., Петрикова Е.А., Козлов Э.В., Громов В.Е., Будовских Е.А. МАХ-фазы в сплавах на основе титана и алюминия ...... 56 Боткин А.В., Валиев Р.З., Кубликова А.А., Дубинина С.В. Исследование пластичности металла при сдвиге на основе результатов испытаний образцов кручением, совместным с растя-Потекаев А.И., Кулагина В.В., Старостенков М.Д., Клопотов А.А., Маркова Т.Н., Морозов М.М. Слабоустойчивые предпереходные состояния, фазовые переходы порядок беспорядок и структурные перестройки в сплаве Си<sub>2</sub>Аи ...... 65 Suwen Chen, Guoyi Tang, Shenhua Song, Guolin Song, Gromov V.E. Effect of electropulsing treatment on the mechanical 

| К 75-летию Рафика | а Сабировича Аі | йзатулова | 74 |
|-------------------|-----------------|-----------|----|
|-------------------|-----------------|-----------|----|

## CONTENS

## FERROUS METALLURGY RATIONAL NATURE MANAGEMENT

# METALLURGICAL TECHNOLOGIES

| Kadykov V.N., Umanskii A.A., Mart'yanov Yu.A. Study of surface       |    |
|--|----|
| deformation during rolling of the bar calibers                       | 8  |
| Shevchenko A.F., Manachin I.A. The relationship of interphase inner  |    |
| surface with the parameters of the issued streams in ladle refining  |    |
| of iron  | 12 |
| Peretyat'ko V.N., Klimov A.S., Filippova M.V. Roll pass design of a  |    |
| ball-rolling mill. Part 2  | 16 |
| Dolinsky V.A., Nikitin L.D., Portnov L.V., Bugaev S.F. Usage of lump |    |
| coal for the partial replacement of coke in cast iron                | 20 |
| Onorin O.P., Spirin N.A., Lavrov V.V., Kosachenko I.E., Rybo-        |    |
| lovlev V.J. Assessment of forms of the zone of viscous-plastic       |    |
| masses of iron-ore materials in blast furnace by the method of       |    |
| mathematical modeling  | 24 |
| Tolymbekov M.J., Isagulov A.Z., Kazhikenova S.S., Shaihova G.S.,     |    |
| Isagulova D.A. Air-pulse method of making molds and castings         | 30 |
| Protopopov E.V., Seleznev Yu.A., Cherepanov A.N., Chinoka-           |    |
| lov V.Ya., Foygt D.V., Ganzer L.A. Modification of metal by          |    |
| nanopowder inoculators at the rolled section steel continuous cas-   |    |
| ting machine to improve the quality of rolled steel                  | 33 |
| Stulov V.V., Bogdanov N.A. Physical modeling of the cooling hollow   |    |

# MATERIAL SCIENCE AND NANOTECHNOLOGIES

## Topical collection of articles «NANOSTRUCTURED MATERIAL SCIENCE»

- On the 75th anniversary of Rafic Sabirovich Aizatylov ......74

Подписано в печать 20.04.2013. Формат 60×90 <sup>1</sup>/<sub>8</sub>. Бум. Офсетная № 1. Печать цифровая. Усл. печ. л. 9,0. Заказ 3950.

Отпечатано в типографии Издательского Дома МИСиС. 119049, г. Москва, Ленинский пр-т, 4. Тел./факс: (499) 236-76-17, 236-76-35