СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
SIBERIAN FEDERAL UNIVERSITY

1945 2015 ПОБЕДА! 70 ЛЕТ

Краевой фонд науки
Основан в 1992 году

ПРОСПЕКТ СВОБОДНЫЙ-2015

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ СТУДЕНТОВ,
АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ

ЭЛЕКТРОННЫЙ СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ МЕЖДУНАРОДНОЙ КОНФЕРЕНЦИИ СТУДЕНТОВ, АСПИРАНТОВ И МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ **«ПРОСПЕКТ СВОБОДНЫЙ-2015»**, ПОСВЯЩЕННОЙ 70-ЛЕТИЮ ВЕЛИКОЙ ПОБЕДЫ

КРАСНОЯРСК, СИБИРСКИЙ ФЕДЕРАЛЬНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ
15-25 АПРЕЛЯ 2015 Г.

Министерство образования и науки Российской федерации
ФГАОУ ВПО «Сибирский федеральный университет»

Сборник материалов Международной конференции студентов, аспирантов и молодых ученых «Проспект Свободный-2015», посвященной 70-летию Великой Победы

Красноярск, Сибирский федеральный университет, 15-25 апреля 2015 г.

Красноярск, 2015.

«Материаловедение и технологии материалов (ПИ)»

УДК 539.2

THE FEATURES OF THE MARTENSITIC TRANSFORMATION IN TITANIUM NICKELIDE

Guzev A.N.
scientific adviser candidate of technical sciences, lecturer Noskov F.M.
Siberian Federal University

The purpose of this study is to reveal the features of the martensitic transformation in Ni—Ti as a result of the mechanochemical reactions caused by shear deformations both at the grain boundaries and in the grain bulk.

Titanium nickelide plates with thicknesses of 2— 2.5 mm were subjected to metallographic treatment with subsequent static extension to break. The Ni—Ti microstructure was studied by transmission electron microscopy and microdiffraction with an EM-200 microscope at an accelerating voltage of 125 kV. The patterns of the triple junction microstructure and the microdiffraction patterns are shown in Fig. 1.

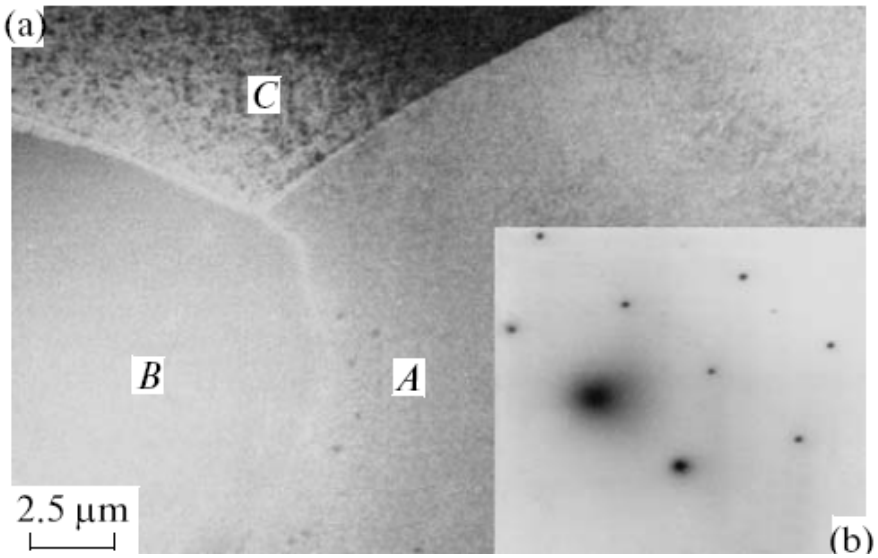


Figure 1. Ni—Ti alloy microstructure: (a) A and B are grains with the B2 structure (bcc lattice) and (b) electron microd-iffraction pattern of the grain A at the B2 structure orientation by the [111] zone axis perpendicular to the drawing plane.

Two light spots (grains *A* and *B* with the *B*2 struc-ture) can be seen. The electron diffraction pattern in the inset shows the *B*2 structure with a [111] zone axis. The surface of the third grain *C* exhibits lines of the shear resulting from the martensitic transformation of the initial *B*2 structure. The electron diffraction pat-tern of the martensitic phase and a scheme of its inter-pretation are given in Fig. 2. One can see three super-structural reflections along the [002] direction of the initial austenitic *B*2 phase (Fig. 2a). The bcc lattice parameter of the initial aus-tenitic phase, a_{bcc} = 3.28 Å, can be increased by a fac-tor of 4, which can be explained within the scheme in Fig. 2b, where closed and open circles indicate, respectively, bcc lattice atoms circles and martensitic fcc lattice atoms. In the scheme, the zone axes of both [100] phases are perpendicular to the drawing plane. The lattice parameter of the forming fcc phase is a_{fcc} = 4.10 Å. This phase was first obtained in epitaxial tita-nium films in [4]. It is known that the thin-film state is a system of excited atoms with diffusivities higher by five or six orders of magnitude than those in the bulk

analog. In the thin-film state, due to the difference in the thermal expansion coefficients of the film and sub-strate, strains of 1—6 GPa arise.

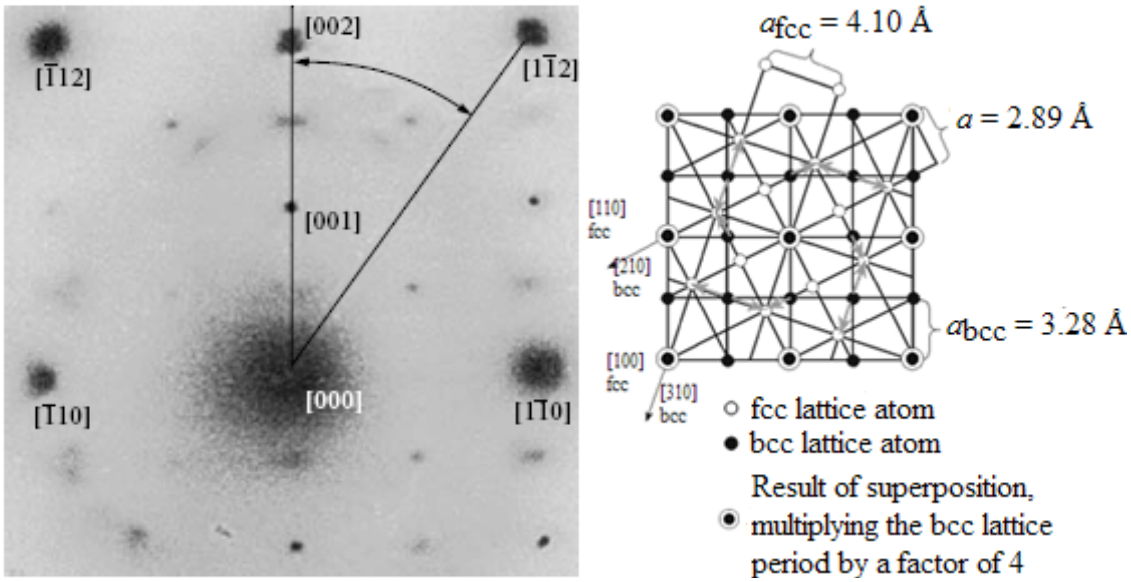


Figure 2. Microdiffraction electron pattern of a part of the Ni—Ti sample, recorded during martensitic transforma-tion of the initial B2 structure: (a) [110] zone axis and (b) the scheme for interpreting the electron diffraction pattern with the [100] zone axis after martensitic transfor-mation (grain C). The arrows indicate possible atomic dis-placements during martensitic fcc phase formation.

During martensitic transformation, the system of the martensitic phase atoms is tightly clamped [5]. As a result, slight heating can easily transfer the martensitic crystal lattice to the austenitic *B*2 structure. Thus, the atomic state during martensitic transformation can be analogous to the thin-film state. It is known [2] that at a temperature of 25°C the α-Ti lattice periods are a = 0.29503 nm and c = 0.46831 nm. The shortest interatomic distances are 0.2894 and 0.2951 nm, respectively; hence, the axis ratio c/a is 1.587, which is 2.9% less than that for the ideal lattice. The distance between the basal planes in a close-packed structure can be reduced by only increasing the interatomic distances in these planes. Specifically for this reason, the packing density of atoms in the titanium basal plane is less than the theo-retical one, and this plane ceases to be the only sliding plane. It was believed in [3] that in sliding titanium occurs in the direction of the highest packing density.

Note that plastic deformation in titanium is imple-mented by twinning. Unlike the other metals with a hexagonal structure, transverse sliding may occur in titanium along the same planes as the primary sliding, i.e., along {1010}. The possibility of multipliy-ing the bcc-lattice period (Fig. 2b) explains the forma-tion of the martensitic phase with the fcc-lattice parameters coinciding.

It follows from such an orientation that the $[210]_{bcc}$ is parallel to $[110]_{fcc}$. The latter two relations connect the Kurdjumov—Sachs orientation shown in Fig. 3 with the orientation of the reflections given in the scheme of the electron diffraction pattern (Fig. 2).

When the transitions occur under pressure, the high-pressure phase is close-packed and has a smaller volume. The martensitic transformation is a structural change caused by the cooperative atomic displace-ments. In nickel—titanium alloys, the volume per atom decreases during martensitic transformation. Consequently, one should not expect

the lattice sym-metry to reduce during such a transition; i.e., the fcc martensitic structure is most likely for a nickel–tita-nium alloy at the first transformation stage. Thus, the martensitic transformation follows the Kurdjumov– Sachs scheme and the *B*2 structure is transformed into a tightly clamped, distorted fcc structure. The reason is simple: the close-packed fcc structure at pressures of 1–6 GPa is energetically more favorable. All atomic displacements occur inside a cluster whose size does not exceed four interatomic distances, according to the Voronoi–Delone theorem [4]. The reflection shapes in the electron diffraction pattern are in favor of the Kurdjumov–Sachs scheme.

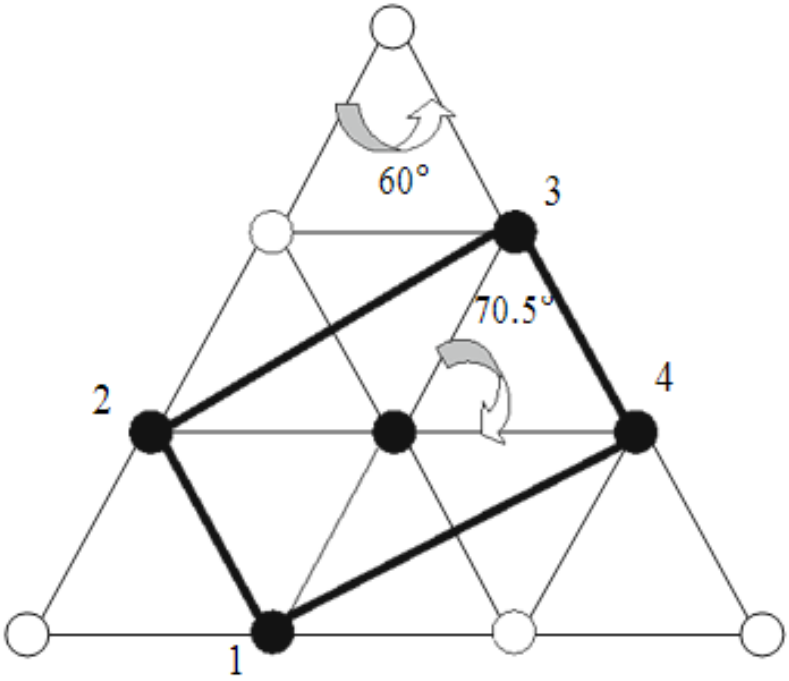


Figure 3. Martensitic transformation in titanium nickelide: the (111) plane of the fcc martensite lattice is aligned with the drawing plane and the (110) plane of the bcc austenite lattice is aligned with the drawing plane (shown by the bold line).

Conclusions

1 The interpretation of the diffraction patterns has shown that the martensitic transformation of the *B*2 structure may follow the Kurdjumov–Sachs scheme.

References

1 Muir Wood, A.J., Sanjabi, S., Fu, Y.Q., et al., *Surf. Coating Technol.*, 2007, vol. 1, p. 48.

2 Kolachev, B.A., Elagin, V.I., and Livanov, V.A., *Metallovede-nie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* (Physical Metallurgy and Thermal Treatment of Nonferrous Metals and Alloys), Moscow: Izd-vo MISIS, 2005.

3 Khaimzon, B.B., *Fundamental'nye problemy sovremen-nogo materialovedeniya* (Fundamental Problems of Modern Materials Science), Barnaul: Izd-vo AlGTU, 2007, No. 3, p. 81.

4 Medvedev, N.N., *Metod Voronogo-Delone v issledovanii struktury nekristallicheskikh sistem* (The Voronoi– Delone Method in Study of the Structure of Noncrys-talline Systems), Novosibirsk: Izd-vo SO RAN NITs OIGGM, 2000.

УДК 735.29

МОДЕЛЬ КЛАСТЕРНОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ИЗ ГЦК В ОЦК, ГПУ И В ИКОСАЭДРИЧЕСКУЮ ФАЗУ.

Асеинов Даниль Ильдарович
Научный руководитель д-р физ.-мат. наук, профессор Квеглис Л.И.
Сибирский федеральный университет

Известно, что мартенситные превращения в металлах и сплавах идут по определенным ориентационным схемам. Эти схемы, как правило, представляют плоские двумерные сетки. Однако, трехмерная модель может более полно описать особенности мартенситных превращений.

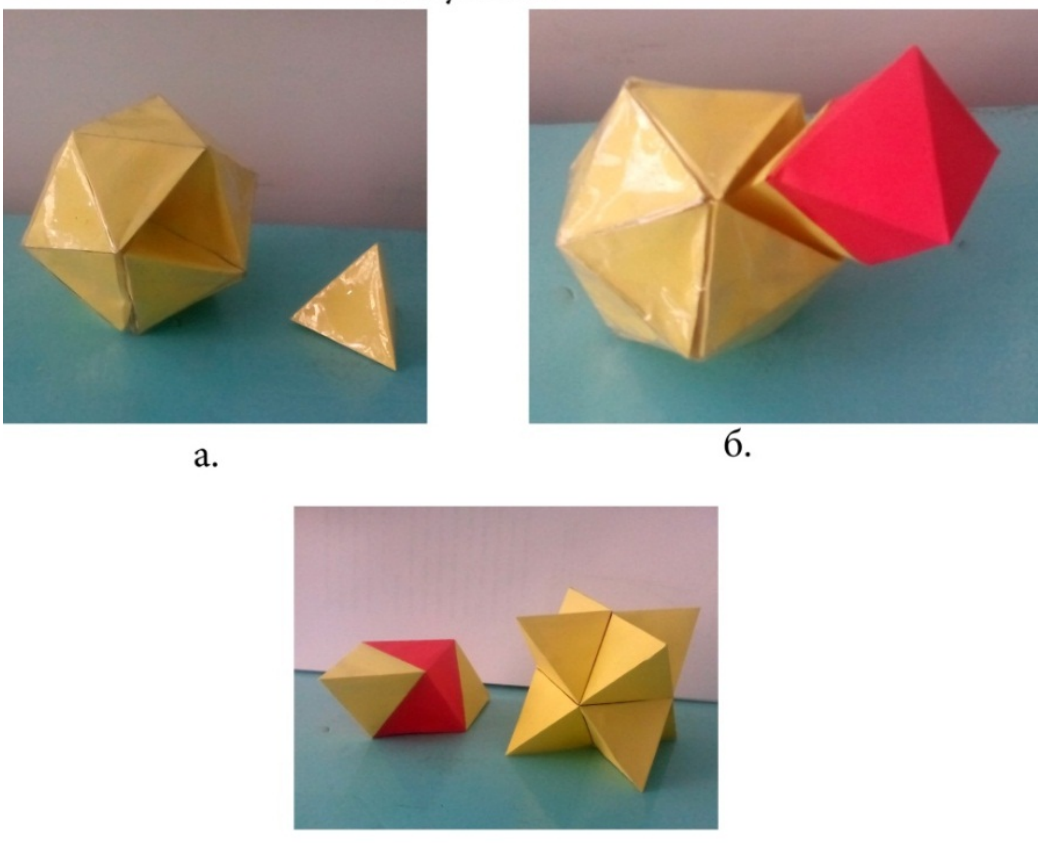
Целью данной работы является рассмотреть кластерные модели мартенситного превращения из ГЦК в ОЦК, ГПУ и в икосаэдрическую фазу.

Кластером называют группу атомов, объединение которых может рассматриваться как самостоятельная структурная единица, обладающая определёнными свойствами существенно изменяющихся при удалении или добавлении хотя бы одного атома.

Задачи работы:

1. Сделать анализ возможных схем мартенситных превращений.
2. Показать, что кластерные трехмерные модели являются более общими для описания механизмов мартенситных превращений.

Рисунок.1.



а. б. в.

Из литературы известно, что при затвердевании вначале появляются кластеры тетраэдра и октаэдра. Следующим этапом является сборка тетраэдра в икосаэдр, но икосаэдр не может существовать при размерах, превышающих четыре межатомных расстояния. (Рис.1.а.) Уже на втором межатомном слое к икосаэдру присоединяется октаэдр будущей ГЦК решетки. (Рис.1.б.) ГЦК решетка состоит из октаэдров, окруженных тетраэдрами. (Рис.1.в.)

На рис.1.в. слева приведен ромбоэдр, который может служить элементарной ячейкой ГЦК решетки. ГЦК решетка является плотноупакованной по типу АВС.

Плотноупакованная ГПУ решетка пакуется по типу АВ. ГПУ решетка состоит из тех же тетраэдров и октаэдров, что и ГЦК решетка. Однако, порядок расположения у них другой, т.е. в случае ГПУ решетки и тетраэдры, и октаэдры расположены попарно, совмещаясь с треугольными гранями, как показано на рис.2.а. На рис.2.б. показана элементарная ячейка ГПУ решетки.

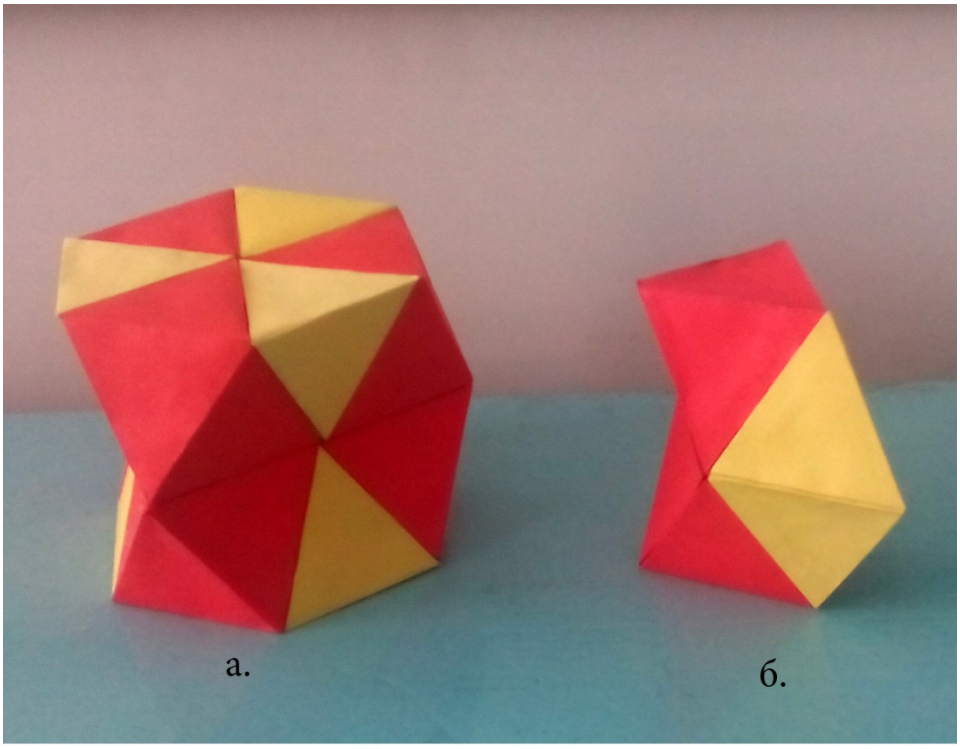


Рисунок.2.

Такой пример можно привести для фазового превращения ГЦК-ГПУ-Со.

Известно, что сплавы на основе кобальта претерпевают мартенситный переход из ГЦК в ГПУ решетку при быстром охлаждении. Если ГЦК ячейка состоит из октаэдра, окруженного восемью тетраэдрами: четырьмя в верхней и четырьмя в нижней, то элементарная ячейка ГПУ-Со содержит пары тетраэдров или пары октаэдров, вдоль направления оси z. Поворачивая и сдвигая кластеры ГЦК, мы можем по заданному алгоритму получить кластеры ГПУ. При этом межатомные расстояния сохраняются, следовательно, размеры ГПУ кристалла получаются автоматически, как результат кластерных перестановок. Если параметр решетки ГЦК-Со a=3.57%, параметр решетки ГПУ-Со можно рассчитать.

Расстояние d между плоскостями (111) ГЦК решетки можно рассчитывать по формуле (1)

$$d_{hkl} = \frac{a}{\sqrt{h^2+k^2+l^2}} \qquad (1)$$

a-параметр ГЦК решетки
h,k,l- коэффициенты Миллера .
Для d_{111} получаем по формуле (2)

$$d_{111} = \frac{a}{\sqrt{1^2+1^2+1^2}} = 2{,}04\text{Å} \qquad (2)$$

В ГЦК решетки этот период повторяется трижды вдоль направления [111], для ГПУ решетки такое расстояния повторяется дважды вдоль оси z. Параметр ГПУ решетки вдоль оси z обозначают через *C*, которое можно посчитать по формуле (3)

$$C = 2d_{111} = \frac{2*3{,}57A}{\sqrt{3}} \approx 4{,}08\text{Å} \qquad (3)$$

Полученный расчет, сделанный на основе кластерной модели и хорошо совпадает с табличными значениями для ГПУ-Co. Аналогичные расчеты можно применит и для мартенситных превращениях в сталях. [1]

Мартенситное превращение в сталях и других сплавах, например - TiNi, можно описать с помощью кластерного подхода.

Например, известно превращение ГЦК аустенита в углеродистой стали в мартенсит ОЦК решетки.

Алгоритм ГЦК сборки требует чередования кластеров (октаэдров и тетраэдров). Поворачивая и сдвигая кластеры, формирующие ГЦК решетку, можно по заданному алгоритму получить кластеры ОЦК решетки. При этом межатомные расстояния изменяются незначительно.

Мы предлагаем переход из ОЦК фазы в ГПУ фазу через промежуточную фазу с ГЦК решеткой. Возможность такого превращение была показана работами Л.И.Квеглис.

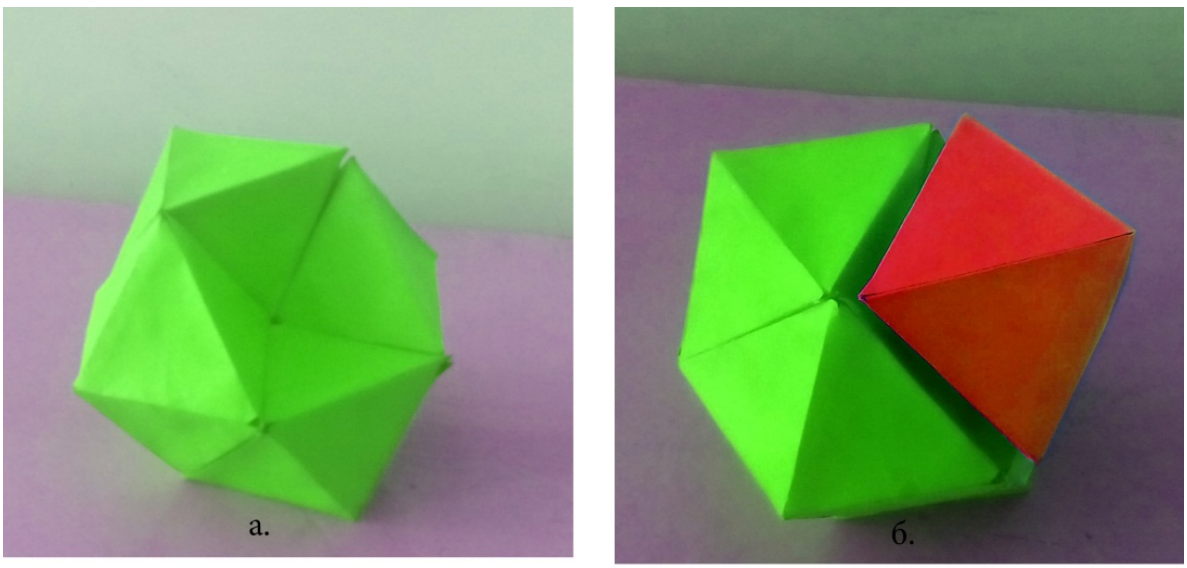


Рисунок.3.

На рис.3.а. приведена кластерная модель ОЦК решетки. Здесь куб состоит из шести неправильных октаэдров, один из которых для наглядности удален.

Мартенситное превращение из ОЦК в ГЦК происходит благодаря появлению вакансий в центре ОЦК. Тогда, сформировавшийся ГЦК кластер притянется в полость ОЦК решетки строго по размеру, а октаэдр станет центром зарождения и роста решетка.

При больших градиентах давления, которые возникают при пластической деформации и создают неравновесные условия, формируются икосаэдрические фазы.

Икосаэдрическая фаза является наиболее прочной к разрушению, ее присутствие резко увеличивает ударную вязкость (внутреннее сопротивление) стальных изделий. Об этом свидетельствует многочисленные экспериментальные данные в литературе, показывающие, что плоскость 111 в ГЦК решетки при этом становится плоскостью 110 ОЦК. Впервые на эту особенность обратил внимание Бейн и создал свою схему мартенситного перехода, на что до сих пор ссылаются многие исследователи.

Однако, схема Бейна не может быть правильной, поскольку одно из ребер Бейневской ГЦК решетки в 1,5 раза меньше остальных, что не может реализоваться по правилу Юм-Розери. Опираясь на кластерные модели, можно показать, как из ОЦК решетки через ГЦК фазу можно перейти в ГПУ решетку и в икосаэдр. (Рис.4.)

Рисунок.4. Переход из ОЦК через ГЦК в ГПУ и в икосаэдр

Вывод. Предложенные кластерные модели позволяют получить все ориентационные соотношения, которые известны для мартенситных превращений из ГЦК В ОЦК, ГПУ и в икосаэдр.

Список литературы

1. Молодежь и наука: Мишина, И.В. Кластерная модель мартенситного превращения в стали/ И.В. Мишина, А.О. Чечикова. – Красноярск: СФУ, 2012 г

УДК 621.315.5

АРМИРУЮЩИЕ ЛИГАТУРЫ СИСТЕМЫ Al-Ti(Zr)-C, Al-B-C ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Бикбаева Н.Е., Терентьев Н.А.
научный руководитель профессор, д-р тех. наук Бабкин В.Г.
Сибирский федеральный университет

Важным направлением в области создания новых сплавов, обладающих повышенными механическими и эксплуатационными свойствами, является разработка эффективных технологий получения алюмоматричных композиционных сплавов, состоящих из металлической основы и термостабильных наполнителей в виде тугоплавких частиц, вводимых или инициируемых в результате экзотермических реакций [1-3]. Оптимизируя состав армирующих лигатур и технологию их получения можно создавать композиционные сплавы с повышенной прочностью без термической обработки, что позволит использовать композиционные сплавы для силовых и несущих конструкций.

Цель данной работы – разработка технологии получения армирующих лигатур системы Al-Ti(Zr)-C, Al-B-C, изучение их структур и возможности применения для упрочнения электротехнического алюминия марки А5Е и деформируемых алюминиевых сплавов марки АД31.

Исходные материалы и методика проведения исследований

Для получения армирующих лигатур в качестве металлической основы использовали технический алюминий марки А6 (ГОСТ11069-2001). Предварительно готовили двойные лигатуры Al-10Ti, Al-5B, Al-10Zr путем восстановления легирующего металла алюминием из солей фтортитаната, фторбората и фторцирконата калия соответственно.

Технический алюминий плавили в индукционной тигельной печи, при температуре 1000-1100^{0}С вводили двойную лигатуру. После полного растворения легирующего компонента осуществляли порционный ввод с помощью колокольчика алмазографитового наноразмерного порошка НП-АГ, завернутого в алюминиевую фольгу. Расплав при периодическом перемешивании выдерживали в печи для протекания реакции синтеза армирующих керамических частиц TiC, ZrC, $C_2Al_3B_{48}$ [4]. С целью оценки скорости кристаллизации на структуру армирующей лигатуры заливку осуществляли в стальную и медную воохлаждаемую форму, а также в воду при получении гранульной лигатуры.

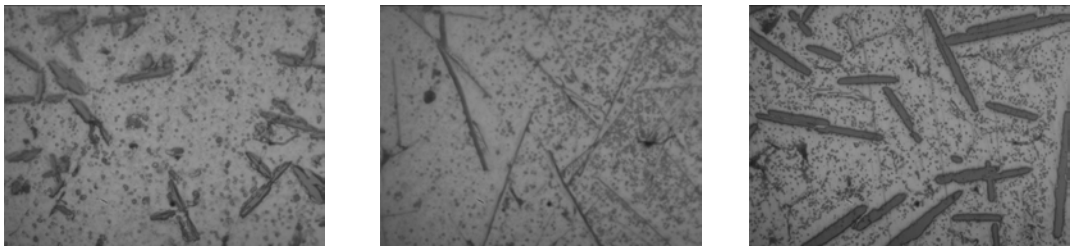
Микроструктуру образцов лигатур и композиционных сплавов изучали с помощью оптического микроскопа Axio Observer, а для измерения температур и энтальпий переходов, исследования процесса плавки и кристаллизации композиционных сплавов на основе алюминия применяли синхронный термический анализатор фирмы NETZSCH STA 449C Jupiter.

Результаты исследований и их обсуждение

Получены цилиндрические образцы лигатурных сплавов диаметром 10 мм и высотой 100 мм с различным содержанием армирующих частиц. Результаты химического анализа сплавов системы Al-Zr-C; Al-Ti-C; Al-B-C и микроструктура образцов представлены в табл. 1 и на рис. 1.

Таблица 1. Фактическое содержание легирующих компонентов и расчетное количество упрочняющих фаз в литых композиционных лигатурах

Маркировка образцов	Zr, мас. %	Расчетное значение ZrC, мас. %	Маркировка образцов	B, мас. %	Расчетное значение $C_2Al_3B_{48}$, мас. %	Маркировка образцов	Ti, мас. %	Расчетное значение TiC, мас. %
1-1	0,76	0,85	2-1	0,5	0,63	3-1	0,93	1,16
1-2	2,2	2,44	2-2	1,4	1,75	3-2	1,46	1,83
1-3	3,28	3,64	2-3	3,0	3,75	3-3	4,2	5,25
1-4	4,5	5,0	2-4	4,0	5,0	3-4	1,75	2,19



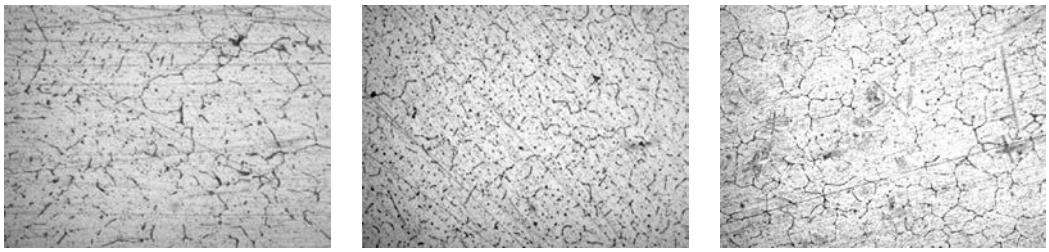
а) б) в)

Рисунок 1. Микроструктура образцов лигатурных сплавов, полученных литьем в медный водоохлаждаемый кокиль (а-в) х 1000: а – система Al-Zr-C (1-4); б – система Al-B-C (2-4); в – система Al-Ti-C (3-3)

Выделения интерметаллидных частиц показаны на рис.1 для сплавов с повышенным содержанием легирующего компонента: 1-4, 2-4, 3-3 (табл.1). Алюминиды циркония и титана имеют игольчатую морфологию. Включения карбидов циркония и титана равномерно распределены в матрице (рис.1, *а*, *в*). С повышением скорости охлаждения до 100 К/с размеры алюминидов Ti и Zr уменьшаются в 5-10 раз.

На рис.1 (*б*) показана микроструктура лигатурного сплава с фазой AlB_2 в виде тонких пластин длиной 50-100 мкм и толщиной до 2,5 мкм.

Для получения композиционных сплавов на основе алюминия применяли армирующие лигатуры в виде прутков. Сплавы плавили в индукционной тигельной печи. В качестве шихты для сплавов электротехнического назначения применили алюминий марки А5Е, а для деформируемого сплава системы Al-Mg-Si – возврат производства прессованных профилей из сплава АД31. После расплавления шихты расплав перегревали до 740-760 ^{0}C, вводили лигатуру системы Al-Zr(Ti)-C или Al-B-C. При этих температурах алюминиды титана, циркония и бора растворяются, а углеродсодержащие фазы остаются в растворе в виде нано- и микроразмерных частиц. Расплав выдерживали в течении 10мин при температуре 750 ^{0}C, перемешивали и разливали в металлические формы. Из полученных образцов изготавливали пробы для исследования свойств. Микроструктура композиционных сплавов приведена на рис. 2.



а) б) в)

Рисунок 2. Микроструктура композиционных сплавов на основе алюминия марки А5Е, упрочненного армирующими лигатурами: а – система Al-B-C (мас.доля упрочняющей фазы 0,15 %); б – система Al-Zr-C (мас.доля упрочняющей фазы 0,26 %); в – система Al-Ti-C (мас.доля упрочняющей фазы 1,16 %)

Из рис. 2 следует, что упрочняющие частицы равномерно распределены в теле зерна и их размер не превышает 1-2 мкм. При избытке Zr, Ti и B в алюминиевом расплаве процесс кристаллизации начинается с выделения алюминидов из раствора и их адсорбции в виде мономолекулярных слоев на наноразмерных частицах TiC, ZrC или $C_2Al_3B_{48}$, которые становятся центрами кристаллизации алюминиевого твердого раствора. Эффект измельчения зерна будет зависеть от интервала кристаллизации сплава. Для оценки процессов плавления и кристаллизации композиционных сплавов выполнили синхронный термический анализ образцов на установке STA 449 Jupiter. Термические характеристики алюминия и композиционных сплавов на его основе приведены в табл. 2.

Таблица 2. Термические характеристики алюминия и композиционных сплавов

Система	Интервал кристаллизации, ^{0}C			Энтальпия, Дж/г	
	Начало	Пик	Интервал	При нагревании	При охлаждении
А999	635,6	628,3	7,3	304,4	-258,8
А6	653,8	634,9	18,9	291,9	-238,3
Al-0,26ZrC	649,7	636,7	13,0	268,9	-244,8
Al-0,51ZrC	654,0	635,6	18,4	284,9	-266,8
Al-0,35TiC	662,1	637,9	24,2	275,5	-218,5
Al-0,17$C_2Al_3B_{48}$	654,8	635,6	19,2	299,6	-231,0
Al-0,32$C_2Al_3B_{48}$	654,7	635,1	19,6	291,3	-233,2

Результаты термического анализа подтверждают закономерности структурообразования композиционных сплавов. Чем больше интервал кристаллизации, тем больше размер зерна. По данным металлографического анализа средний размер зерна убывает в следующем ряду сплавов: (Al-Ti-C) → (Al-B-C) → (Al-Zr-C). В такой же последовательности убывает интервал кристаллизации сплавов. Следует отметить, что при повышенных концентрациях армирующих частиц в структуре сплава, например, в сплаве системы Al-1,83TiC, возможно появление иглообразных выделений Al_3Ti, снижающих пластичность сплава.

Структура композиционного сплава оказывает существенное влияние на механические свойства и электросопротивление. С повышением количества упрочняющей фазы предел прочности на разрыв увеличивается, а относительное удлинение сплава снижается, при этом частицы TiC и ZrC существенно увеличивают электросопротивление (табл. 3).

Таблица 3. Влияние армирующих частиц на удельное электросопротивление технического алюминия

	Алюминий марки А5Е	$C_2Al_3B_{48}$			ZrC			TiC		
Содержание упрочняющей фазы, мас. %		0,1	0,15	0,32	0,17	0,26	0,42	0,3	1,16	1,83

Удельное электросопротивление, Ом·мм^2/м	0,0301	0,0280	0,0282	0,0282	0,0309	0,0323	0,0339	0,0373	0,0360	0,0357

Напротив, введение лигатуры системы Al-B-C в технический алюминий способствует снижению его электросопротивления за счет рафинирования алюминия бором и выделения мелкодисперсных TiB_2 и VB_2, которые не растворимы в жидком, и твердом алюминии и в меньшей степени сказывают влияние на электропроводность. Алюмоматричные композиционные сплавы, армированные углеродсодержащей боридной фазой, могут быть использованы в качестве материалов электротехнического назначения, работающие при повышенных температурах.

Оценили возможность применения армирующих лигатур для упрочнения сплавов системы Al-Mg-Si, в частности сплавов АД31 (6063), широко применимых в промышленности для производства прессованных полуфабрикатов в различных состояниях поставки. Результаты исследований приведены в табл.4.

Таблица 4. Механические свойства термически обработанных промышленных сплавов и термически неупрочненных композиционных сплавов

Маркировка промышленных и композиционных сплавов	Состояние поставки прессованных полуфабрикатов и количество упрочняющих фаз в композиционных сплавах, мас. %	$\sigma_в$, МПа	δ, %
Термоупрочненные прессованные полуфабрикаты промышленных сплавов			
6063 АД31	Мягкое отожженное состояние Закалка и естественное старение Закалка и искусственное старение	100 167 230-235	29 20 10
Термически не упрочненные литые и деформированные композиционные сплавы			
5-4	АД31+0,1ZrC (суммарная деформация 60%) АД31+0,6ZrC (литое состояние) АД31+0,6ZrC (суммарная деформация 60%)	245,4 127,1 267,3	9,4 12,0 8,2

Из табл. 4 следует, что сплавы 6063(АД31) после деформационной обработки и искусственного старения имеют прочность на уровне 230 МПа. Применение армирующих лигатур для упрочнения низколегированных сплавов системы Al-Mg-Si позволяет повысить их прочность до 267 МПа, т.е. на 16%, при этом исключается из технологического процесса термообработка сплавов. Упрочняющие фазы ZrC, TiC, $C_2Al_3B_{48}$, присутствующие в сплаве в виде тонкодисперсных частиц способствуют измельчению структуры и повышают температуру рекристаллизации.

Список литературы

1. Косников Г.А., Баранов В.А., Петрович С.Ю. Литейные наноструктурные композиционные алюмоматричные сплавы // Литейное производство. 2012. №2. с. 4-9.

2. Бабкин В.Г., Терентьев Н.А., Черепанов А.И. Алюмоматричные композиционные сплавы электротехнического назначения, упрочненные нано- и микроразмерными эндогенными фазами // Металлы. 2014. №5. с. 87-93.

3. Патент РФ №2516679. Бабкин В.Г., Черепанов А.И., Терентьев Н.А. Литой композиционный материал на основе алюминия и способ его получения. Опубл. 20.05.2014.

УДК 621.79

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ ПАСТ–ПРИПОЕВ НА ОСНОВЕ ГАЛЛИЯ

Бондаренко Д.А., Растовцев П.А.
Научный руководитель – кан. техн. наук, доцент, заведующий кафедрой «Материаловедение и технологии обработки материалов» Темных В. И.
Сибирский Федеральный университет, г. Красноярск

Исследование параметров взаимодействия твердых и жидких составляющих диффузионно-твердеющих паст-припоев на основе легкоплавких металлов играют большую роль при разработке новых технологий пайки разнородных материалов и восстановления поврежденных элементов различных конструкций.

Пасты-припои (металлические клеи) на основе сплавов галлия, индия, олова и цинка вызывают большой практический интерес, т.к. обладают рядом преимуществ: такие сплавы могут быть жидкими при комнатной температуре, они не токсичны, хорошо смачивают и активно вступают в реакции с тугоплавкими металлами и сплавами с образованием интерметаллидов.

Задачей наших исследований было определение кинетических параметров контактно-реактивных диффузионных процессов чистых металлов и железоникелевых сплавов при взаимодействии с галлием и оловом.

Исходные образцы для исследований представляли собой круглые заготовки диаметром 8 мм из сплава 36Н с центральным углублениемдиаметром 4ммв 5 мм для заливки жидкого олова и галлия, а также контактные пластины 10х10 мм^2 и толщиной 4 мм из железа и никеля, смоченные оловом и галлием.

После смачивания (заливки) образцов оловом и галлием они подвергались изотермической выдержке от 10 до 50 часов при температуре 500 °С в муфельной печи ПЛ10, после чего готовились шлифы для металлографических исследований на микроскопе Axio Obserwer.

Сравнивая полученные результаты с представленными ранее, мы увидим, что скорость образования интерметаллидных фаз в сплавах 36Н, 50Н, существенно выше чем в чистых сплавах Fe, Ni. При этом во всех случаях образующиеся новые фазы растут по параболическому закону.

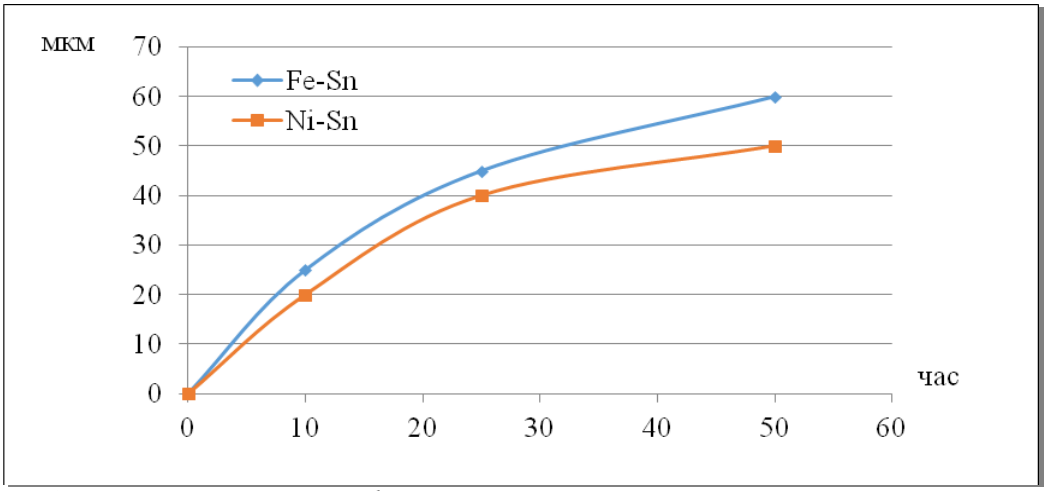


Рисунок 1.Кривые роста новых фаз на границе раздела при контакте никеля и железа с жидким оловом, t=500 °С.

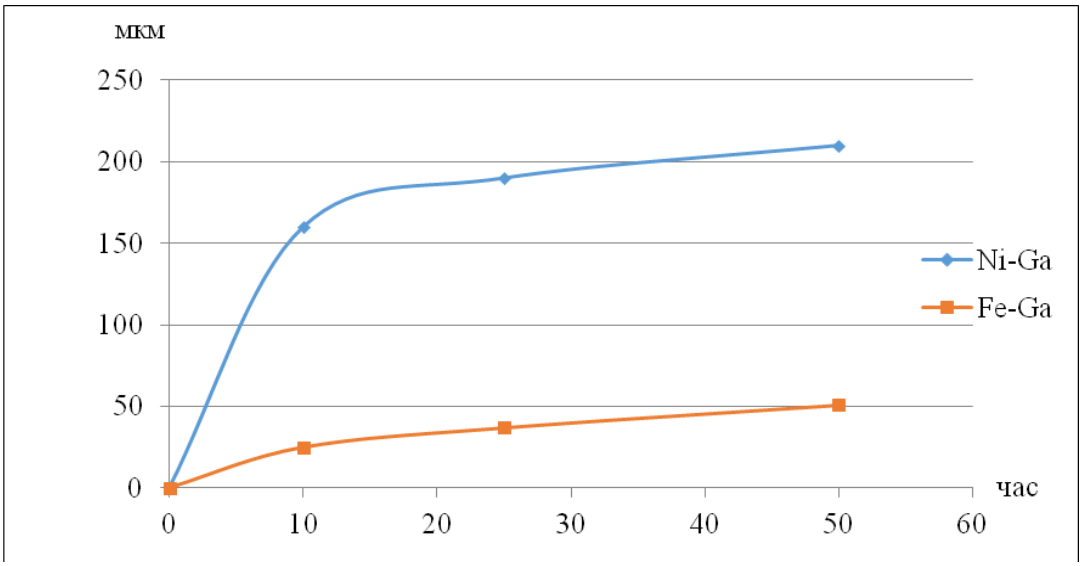


Рисунок 2. Кривые образования новых фаз на границе раздела при контакте никеля и железа с жидким галлием, t=500 °C

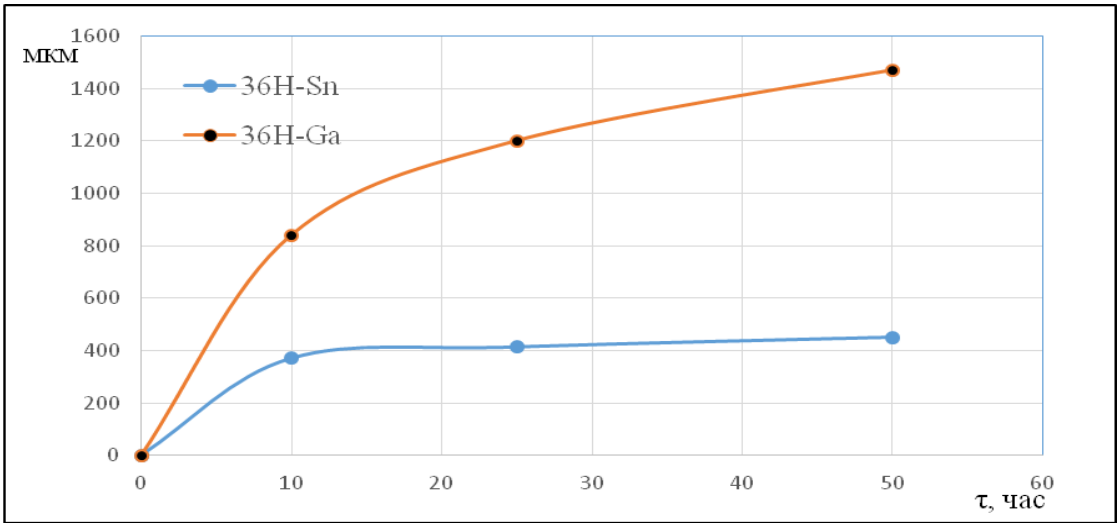
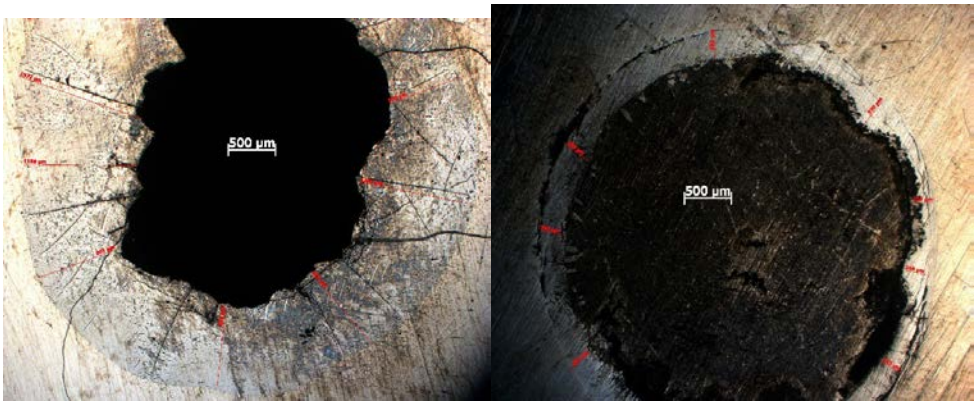


Рисунок 3. Кривые роста новых фаз при контакте железоникелевого сплава с жидким оловом и галлием.

На рисунке 3 представлены кривые роста новых фаз на границе раздела при контакте железоникелевого сплава с жидким оловом и галлием. Как видно, образующиеся новые фазы растут по параболическому закону. При этом скорость реактивных диффузионных процессов, в системе 36Н-Ga, значительно выше, чем в системе 36Н-Sn.

Микроструктуры диффузионных слоев, образовавшихся после контакта сплава 36Н с жидким галлием и оловом, при изотермической выдержке (500 ˚С) на протяжении 25 часов представлены на рисунке 2.



а) *б)*

Рисунок 4. Микроструктуры зон взаимодействия железоникелевого сплава при контакте с жидким галлием (а) и оловом (б).

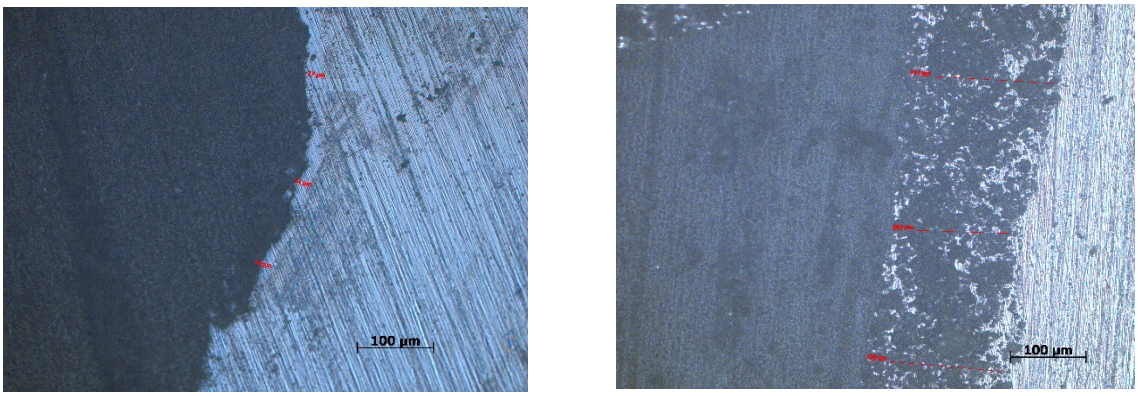


Рисунок 5. Микроструктуры приграничных зон на сплавах железа и никеля, образовавшихся после взаимодействия с жидким галлием: а) Fe-Ga;б) Ni-Ga.

Если сравнить микроструктуры предыдущих образцов (контактные пластины 10х10 мм^2 и толщиной 4 мм из железа и никеля, смоченные оловом и галлием), то мы увидим значительную разницу между толщиной диффузионного слоя. У круглых образцов из железоникелевого сплава (Инвар) она ощутимо больше.

Результаты измерения микротвердости образцов сплава 36Н после взаимодействия с расплавами галлия и олова, при изотермической выдержке (500 ˚С) на протяжении 10, 25, 50 часов представлены на рисунке 6, они показали, что микротвердость в области диффузионного слоя гораздо выше, чем в области основного металла.

Твердость в HV		
36HSn-10ч	**36HSn-25ч**	**36Н-Sn50ч**
12,75962552	223,3072917	228,033241
12,17751479	248,5207101	232,9108194
11,29218107	228,033241	306,0678168
136,0301408	17,64403292	19,78085352
121,7751479	16,40625	10,5
36HGa-10ч	**36Н-Ga25ч**	**36Н-Ga50ч**
214,2857143	214,2857143	205,8
223,3072917	214,2857143	91,46666667
214,2857143	732,6450694	205,8
214,2857143	705,7613169	680,3305785
535,3798127	680,3305785	633,4256694

Рисунок 6 – Результаты измерения микротвердости образцов сплава 36Н после взаимодействия с расплавами галлия и олова.

В связи с проведенными исследованиями можно сделать следующие выводы:

1. Так как микротвердость в диффузионной зоне значительно выше, чем в зоне основного металла это значит, что реакция происходит с образованием интерметаллидов.

2. Результаты проведенных нами исследований дают возможность управлять скоростью затвердевания а, следовательно, и свойствами паст-припоев. Это можно осуществить введением в состав припоя дисперсный порошок из железоникелевого сплава и катализаторов. А для достижения пластичности припоя необходимо добавить пластичный и недорогой металл, например железо.

Для полного выяснения природы, идентификации и механизма образования новых фаз в исследуемых системах необходимо провести их фазовый и элементный анализ. В этом направлении и будут продолжены исследования.

Список литературы

1. Лашко, Н. Ф. Контактные металлургические процессы при пайке / Н. Ф. Лашко, С. В. Лашко; – М.: Металлургия, 1975. – 192 с.

2. Казаков В.С. Разработка галлиевых паст-припоев для низкотемпературной пайки медных и титановых сплавов с керамикой: автореф. дис. канд. техн. наук / В.С. Казаков. – Красноярск, 2007. – 23 с.

3. А.А.Чуралис, М.М.Михайлова, Г.В.Чумаченко Физическиеаспектынизкотемпературной пайки галлиевыми припоями Вестник ДГТУ, 2010. Т.10. №2(45) статья.

4. Бондаренко Д. А. Кинетикаобразованияновыхфазпри контакте железа и никеля с расплавами олова, и галлия // Сборник материалов X Юбилейной Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, посвященной 80-летию образования Красноярского края [Электронный ресурс], Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2014. http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/directions.html.

УДК 691.213.2:678.742.2(571.56)

РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА И БАЗАЛЬТОВОГО ВОЛОКНА

Данилова С. Н., Гаврильева А. А.
научный руководитель д. т. н., профессор Охлопкова А.А.
Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова

Введение

Актуальность создания полимерных композиционных материалов (ПКМ) обусловлена тем, что в Республике Саха (Якутия), из-за низких температурных условий эксплуатации техники, необходимы морозо- и износостойкие материалы для оптимальной работы горнодобывающей промышленности и транспортных средств. Применение их в узлах трения техники позволяет решить проблему повышения работоспособности деталей (подшипников, втулок, муфт, шестерен, звездочек и т.д.). Кроме того, ПКМ обеспечивают экономию металлов и сплавов, повышают ресурс деталей [1, 2].

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) обладает низком коэффициентом трения, повышенной прочностью, химической стойкостью и стойкостью к растрескиванию, что предполагает его использование в качестве матрицы для изготовления высокопрочностных технических изделий [3].

Основным недостатком использования СВМПЭ является его низкий показатель текучести расплава, обусловленный высокой длиной полимерной цепи СВМПЭ. Еще одним из основных проблем использования СВМПЭ являются интенсивные окислительные процессы, протекающие при трении композитов на его основе. Для устранения этих недостатков вводят специальные модификаторы [4].

Методики и объекты исследования

Объектами исследования являются СВМПЭ фирмы Ticona (GUR-4130), и композиты на его основе, армированные базальтовым волоком (БВ). Композиты получали по стандартной технологии переработки СВМПЭ.

Исследованы две технологии совмещения компонентов ПКМ: механическая активация БВ на планетарной мельнице АГО-2 в течение 2 мин (2220 об/мин, центробежное ускорение 100 м/с^2); совместная механоактивация СВМПЭ и БВ в планетарной мельнице PULVERIZETTE – 5 фирмы FRITSCH в течение 2 мин (400 об/мин, центробежное ускорение 40 м/с^2).

Физико-механические свойства ПКМ исследовали на разрывной машине “Shimadzu AGS-J” по ГОСТ 11262-80 при скорости движения подвижных захватов 50 мм/мин (количество образцов на испытание – 6-8).

Триботехнические характеристики определяли на трибометре UMT-3 согласно ГОСТ 11629-75 по схеме трения «палец-диск», при нагрузке 150 Н и скорости скольжения 1 м/с.

Структурные исследования проводили на: ИК-Фурье спектрометре FTS 7000 «Varian», растровом электронном микроскопе JSM-7800FX фирмы JEOL, дифрактометре ARL X’TRA.

Термодинамические свойства исследовали на дифференциальном сканирующем калориметре DSC 204 F1 Pheonix “NETZSCH”.

Обсуждение результатов исследований

В таблице 1 приведены физико-механические и триботехнические характеристики ПКМ. Наилучшие результаты наблюдаются, при наполнении СВМПЭ

активированным волокном: предел прочности повышается на 15 – 37 %, модуль упругости на 50 – 60 %, при этом линейный износ уменьшается в 4,5 раз относительно ненаполненного СВМПЭ. Улучшение деформационных свойств можно объяснить эффектом армирования полимерной матрицы базальтовым волокном, а триботехнических свойств - с уменьшением площади контакта ПКМ с металлической поверхностью контртела, участием БВ в ориентационных эффектах, с расположением поверхностных слоев композита по направлению скольжения [5].

Таблица 1. Физико-механические и триботехнические характеристики ПКМ в зависимости от содержания наполнителя

Содер-жание БВ	ε_p , %			δ_p, МПа			E_p, Н/мм^2			I_L, мм/ч		f	
	Н	А	С	Н	А	С	Н	А	С	Н	А	Н	А
0 %	372			35			469			0,18		0,34	
0,5 %	398	376	—	36	47	—	540	746	—	—	—	—	—
1,0 %	382	366	356	36	46	36	591	706	696	0,19	0,32	0,35	0,39
2,0 %	377	360	332	39	45	36	644	751	687	0,17	0,32	0,42	0,33
5,0 %	343	330	328	36	39	34	611	741	639	0,09	0,13	0,41	0,44
10 %	328	324	—	34	33	—	734	630	—	0,27	0,10	0,40	0,40
20%	275	260	—	29	27	—	736	743	—	0,61	0,04	0,42	0,36

Примечание: Н – неактивированный БВ; А – активированный БВ; С – совместная активация; ε_p — относительное удлинение при разрыве; δ_p — предел прочности при растяжении; E_p — модуль упругости; I_L — скорость линейного изнашивания; f — коэффициент трения.

Анализ ИК-спектров композитов (рис. 1) выявил появление новых кислородсодержащих функциональных групп (оксо-, и карбокси-), что свидетельствует о протекании трибоокислительных процессов при трении. В спектрах композитов, наполненных активированным волокном, отмечается снижение интенсивностей этих пиков, что свидетельствует об ингибировании окислительных процессов при трении.

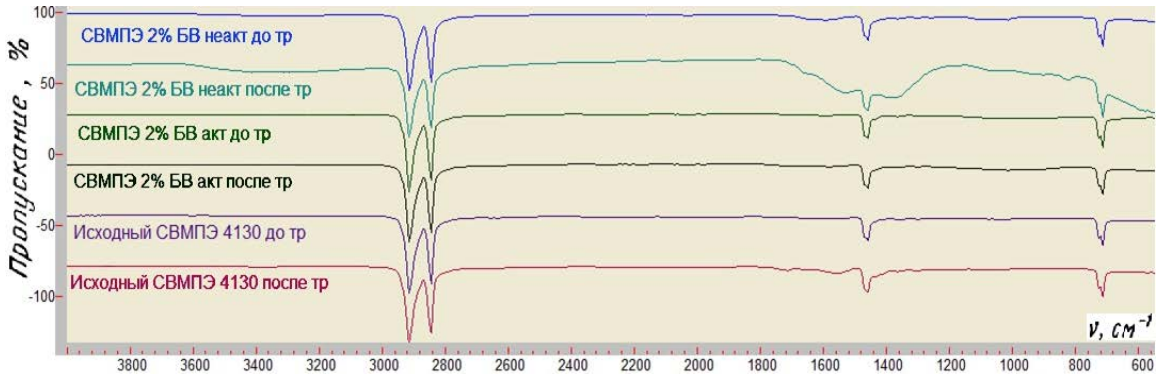


Рис. 1. ИК-спектры поверхностей ПКМ до и после трения

Исследование надмолекулярной структуры согласуется с результатами физико-механических исследований. На рисунке 2 показано, что структура СМВПЭ изменяется при введении БВ. Эта можно объяснить кристаллизацией полимера на поверхностях волокон. Видно, что при механоактивации волокна измельчаются, и мелкие частицы служат центрами кристаллизации СВМПЭ, способствуя формированию мелкосферолитной структуры (рис. 3). В результате улучшаются прочностные характеристики ПКМ.

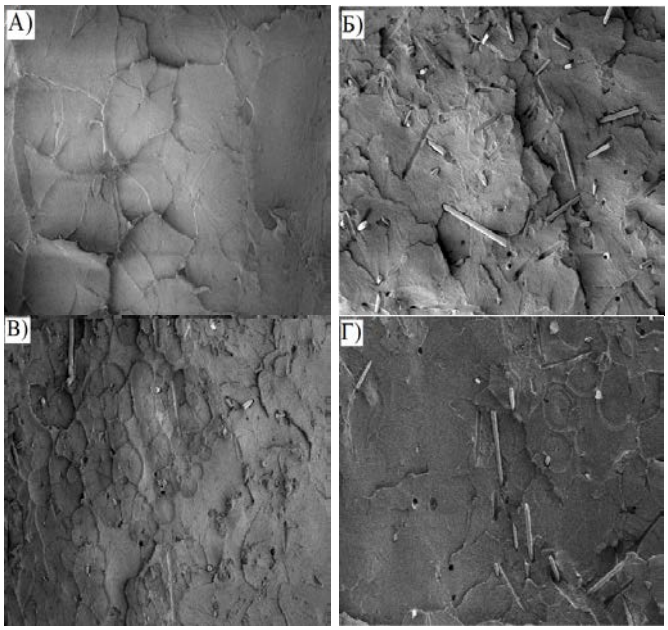


Рис. 2. Надмолекулярная структура ПКМ (х100):

А) Исходный СВМПЭ; Б) 2 % неактивированный БВ; В) 2 % активированный БВ;

Г) совместная активация СВМПЭ и БВ.

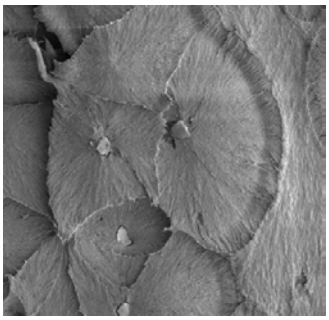


Рис. 3. Надмолекулярная структура ПКМ на основе СВМПЭ и 2 % активированного БВ (х500).

На рентгенодифрактограмме (рис. 4) видно, что форма и размер пиков не меняется. Следовательно, кристаллическая структура остается неизменной при модификации полимерной матрицы.

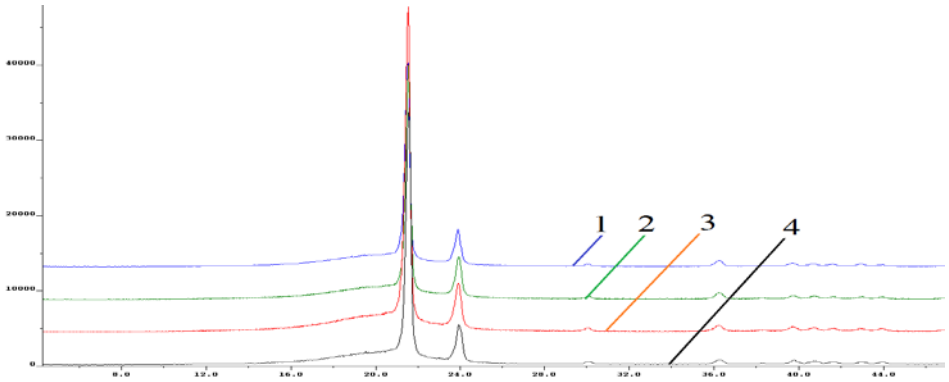


Рис. 4. Рентгенодифрактограммы ПКМ (2 % БВ): 1) активированный БВ; 2) неактивированный БВ; 3) исходный СВМПЭ; 4) совместная механоактивация СВМПЭ и БВ.

Для оценки влияния способов модификации СМВПЭ провели термодинамические исследования (табл. 2). Температура плавления композитов практически не меняется. Это связано с тем, что показания снимали при небольшой скорости нагревания (2 ^{o}C/мин) в изотермических условиях.

Введение БВ в СВМПЭ приводит к некоторому снижению теплоты плавления композитов, что свидетельствует об уменьшении подвижности макромолекул полимера в расплаве вследствие взаимодействия с поверхностью БВ, степень кристалличности ПКМ остается практически неизменной.

Таблица 2. Результаты исследований композитов методом ДСК

Композит	$T_{пл}$, ^{o}C	$T_{кр}$, ^{o}C	$Q_{пл}$, Дж/г	Степень кристалличности, %
Чистый СВМПЭ	125	118	152	52
СВМПЭ + 5 % неактивированный БВ	126	118	144	49
СВМПЭ + 5 % активированный БВ	125	118	146	50
Совместная активация СВМПЭ + 5 % БВ	126	118	147	50

Примечание: $T_{пл}$ – температура плавления; $T_{кр}$ – температура кристаллизации; $Q_{пл}$ – теплота плавления.

На основании проведенных исследований можно сделать заключение, что для создания композитов, предназначенных для тяжело нагруженных узлов трения машин и механизмов, наиболее оптимальным является использование активированного базальтового волокна в качестве усиливающего компонента материалов. Разработаны новые материалы триботехнического назначения и способы их получения.

Литература

1. Охлопкова А. А., Слепцова С. А., Соколова М. Д., Петрова П.Н. Создание для обеспечения надежности транспортной техники в условиях холодного климата// Вестник Северо-Восточного федерального университета им. М.К. Аммосова. – 2006. - № 3 – С 60.

2. Kirillina Iu. V., Nikiforov L. A., Okhlopkova A. A., Sleptsova S. A., Cheonho Yoon, and Jin-Ho Cho. Nanocomposites Based on Polytetrafluoroethylene and Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene: A Brief Review // Bull. Korean Chem. Soc. 2014, Vol. 35, No. 12, P. 3411-3420.

3. Кербер М. Л., Виноградов В. М., Головкин Г. С. и др. Полимерные композиционные материалы: структура, свойства, технология: учеб. пособие/ под ред. А. А. Берлина – СПб.: Профессия, 2008. – С 54 – 55.

4. Нгуен Суан Тьук, Панин С. В. Влияние модификаторов на свойства полимерных материалов – с. 2013.// http://www.lib.tpu.ru/fulltext/c/2013/C17/V1/055.pdf;

5. Охлопкова А. А., Васильев С. В., Гоголев О. В., Разработка полимерных композитов на основе политетрафторэтилена и базальтового волокна// «Нефтегазовое дело» – 2011. - № 6 – С. 404-410.

Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ по Государственному заданию №11.512.2014/К

УДК 661.65

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ШИХТЫ И ТЕМПЕРАТУРЫ КАРБИДОБОРНОЙ РЕАКЦИИ НА ПОЛУЧЕНИЕ ПОРОШКА ДИБОРИДА ХРОМА

Дюкова К.Д.,
Научный руководитель канд.тех.наук Крутский Ю.Л.
Новосибирский государственный технический университет

Диборид хрома (CrB_2) –тугоплавкое соединение, среди боридов переходных металлов является самым пластичным, стойким против теплового удара и износостойким. Эти свойства диборида хрома в сочетании с его высокой стойкостью против окисления и воздействия агрессивных сред делают его перспективным материалом в составе жаропрочных композиционных материалов, работающих в условиях больших нагрузок и высоких температур [1].Кроме того диборид хрома применяют в составе износостойких защитных покрытий [2].

В данной работе было проведено изучение влияния параметров приготовления шихты и параметров карбидоборной реакции на получение однофазного порошка диборида хрома.

В рамках данной работы был использован сравнительно простой метод восстановления оксида хрома карбидом бора в присутствии углерода. Данный метод позволять получать высокочистый (без примесей свободного углерода) высокодисперсный порошок диборида храма в одну стадию.Реакция протекает согласно уравнению:

$Cr_2O_3 + B_4C + 2C = 2CrB_2 + 3CO$(1)

Исходная шихта смешивалась по стехиометрии из порошков оксида хрома, карбида бора и нановолокнистого углерода (НВУ). НВУ был получен каталитическим разложением метана на никельсодержащих катализаторах при температуре 550°С [3]. Порошок карбида бора также был синтезирован с использованием НВУ [4].

Температура начала восстановления по расчетам изобарно-изотермического потенциала составляет примерно 930°С. Реальная температура процесса была выбрана несколько выше, с целью сократить продолжительность термической выдержки. Синтез проводился в индукционной печи тигельного типа в среде аргона.

Для изучения влияния параметров подготовки шихты и карбидоборной реакции на процесс синтеза диборида хрома был использован метод направленного планирования эксперимента (полуреплика 2^3). В качестве варьируемых параметров были выбраны продолжительность механической обработки шихты в шаровой планетарной мельнице (X1), ускорение шаров (X2) и температура синтеза(X3). В качестве параметров оптимизации выбраны: количество образующихся фаз боридов хрома (y1)и изменение массы шихты в процессе синтеза (y2).

Таблица 1. Матрица планирования и результаты опытов при синтезе диборида хрома

№ опыта	Факторы						Параметры оптимизации	
	X1		X2		X3		y1	y2
1	5	–	10	–	1700	+	1	36,95
2	10	+	20	+	1700	+	2	37,82
3	5	–	20	+	1500	–	4	27,91
4	10	+	10	–	1500	–	3	14,92

Полученные образцы диборида были изучены комплексом физико-химических методов.

Полученные уравнения регрессии имеют вид:

y1 = 2,5 + 0,5X1x2 – 1X3(2)

y2 = 29,4 – 3,03X1 + 3,47X2 + 7,99X3(3)

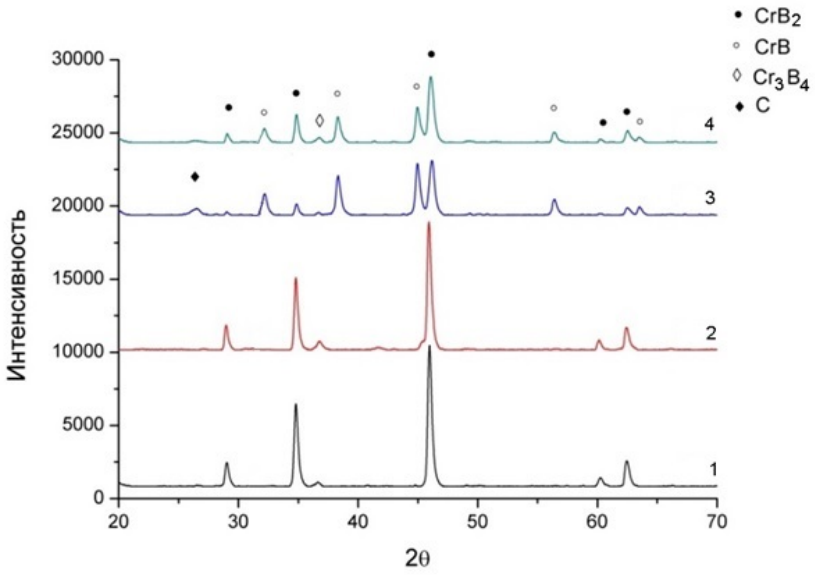


Рисунок 1. Дифрактограммы образцов диборида хрома

Результаты экспериментов показали, что механическая обработка исходной шихты практически не влияет на полноту прохождения реакции, в тоже время увеличение значения ускорения приводит к формированию большего числа побочных боридных фаз. При этом увеличение продолжительностимеханоактивации увеличивает полноту прохождения реакции.

Из полученных данных (уравнений регрессии) можно заключить, что основной фактор, который влияет на полноту протекания реакции и количество формирующихся фаз является температура синтеза. Однофазный продукт получается при температуре синтеза не ниже 1700°C (образцы 1 и 2).

Было установлено, что использование механоактивации шихты совместно с последующей высокотемпературной выдержкой позволяет получать чистый (однофазный) порошок диборида хрома с использованием нановолокнистого углерода в одну стадию. Размеры частиц образующегося порошка около 10 мкм, размер агрегатов не более 20 мкм

Список литературы

1. Алексеев А.Г., Бовкун Г.А., Болгар А.С. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений справ/ А.Г. Алексеев, Г.А. Бовкун, А.С. Болгар; под ред Т.Я. Косолаповой. – М.: Металлругия, 1986. – 928 с.

2. Серебрякова Т.И., Неронов В.А., Пешев П.Д. Высокотемпературные бориды М.: Металлургия. 1991.– 368 с.

3. Соловьёв Е.А. Получение водорода и нановолокнистого углерода селективным каталитическим пиролизом легких углеводородов: дис. …канд.тех.наук/ Е.А. Соловьёв; Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева.- Москва, 2008. – 133 с.

4. Синтез высокодисперсного карбида бора из нановолокнистого углерода / Ю. Л. Крутский, А. Г. Баннов, В.В. Соколов, К. Д. Дюкова, В. В. Шинкарев, А.В. Ухина, Е.А. Максимовский, А.Ю. Пичугин, Е. А. Соловьев, Т.М. Крутская, Г. Г. Кувшинов // Российские нанотехнологии. - 2013. – Т. 8, № 3. – С. 43–48.

Работа была выполнена в рамках проекта № 10.1151.2014/К, выполняемого в рамках проектной части государственного задания по теме "Разработка методов темплатного синтеза функциональных наноматериалов с контролируемой микроструктурой".

УДК 669-1

СВС РЕАКЦИЯ В ТОНКОСЛОЙНОМ КОМПОЗИТЕ Ti-Al?

Короткова Е.В.[1], Лесков М.Б.[1], Захарова Е.В.[1], Шабанов А.В[2]
Научный руководитель д-р физ.-мат. наук Квеглис Л.И.
[1]Сибирский федеральный университет, Политехнический институт, г. Красноярск, Россия
[2]Центр коллективного пользования, Красноярского научного центра, г. Красноярск, Россия

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) — экзотермический химический процесс, протекающий в автоволновом режиме типа горения и приводящий к образованию твердых продуктов. СВС представляет собой режим протекания экзотермической реакции, в котором тепловыделение локализовано в узком слое и передается от слоя к слою путем теплопередачи

Основные задачи работы – изучение продуктов механохимических реакций при сварке взрывом пластин алюминия и титана и сравнение с эффектом СВС тонких пленок.

В последние годы было выполнено большое количество работ по формированию слоистых композитов типа « металл - интерметаллид» либо «металл 1 – интерметаллид - металл 2». Весьма перспективной представляется слоистая система «титан – алюминид титана - алюминий». Вклад аллюминидов титана в балансе свойств этой системы обусловлены их низкой плотностью, высокими значениями удельной прочности, жаропрочности, температуры плавления. Имеются веские основания полагать, что в сочетании со свойствами титана или его сплавов можно обеспечить повышенный комплекс свойств композитов. [2]

Целью данной работы было исследовать процессы структурообразования в образце, полученном при сварке взрывом пластин алюминия и титана.

На практике известно, что титан и алюминий обладают низкой свариваемостью и реагируют друг с другом с образованием интерметаллидов. [3]

Образцы были получены в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Образец был получен методом сварки взрывом пластин из алюминия марки А5 и титана технической чистоты ВТ1-0 толщиной 0,3мм. В качестве взрывчатого вещества использовали аммонит 6ЖВ и взрывчатое вещество на основе селитры и дизельного топлива с добавлением эмульгаторов.

Описанные выше особенности сварки пластин титана и алюминия представляют собой весьма благоприятные факторы с позиции образования интерметаллидов на границах сварных швов. Однако кратковременность процесса теплового воздействия не позволяет сформировать эту фазу в значимых количествах. После сварки (70 ГПа) был проведен нагрев до 650 °С, возможных при эксплуатации такого композита, в течение 5 часов, толщина интерметаллидной прослойки может вырасти до 100 мкм на каждом сварном шве. [2]

Структурные исследования полученных образцов проводили методом сканирующей электронной микроскопии (прибор Hitachi TM3000). Для определения механических характеристик были проведены испытания на растяжения (прибор W+b walter+baiag).

На рисунке 1 изображение зоны контакта видно, что слои образца стали перемешаны. Видны волнообразная структура границы между титаном и алюминием и области завихрения границы в зоне контакта сварки.[4]

Виден слой интерметалида Ti3Al. Так же видно что слой алюминия практически полностью прореагировал с Ti и стал хрупким и раскрошился, образовались трещины которые видны на рисунке.

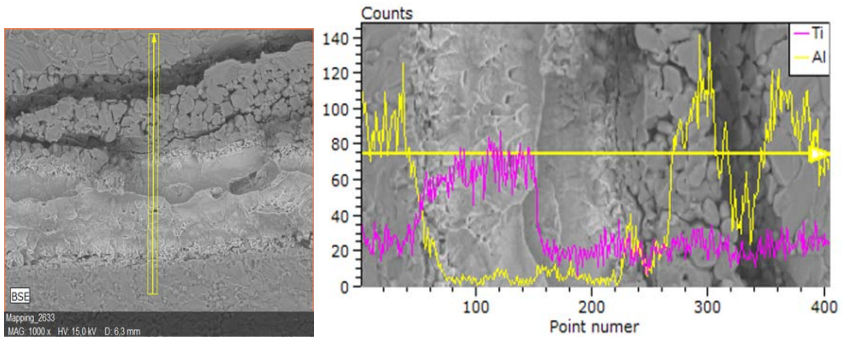
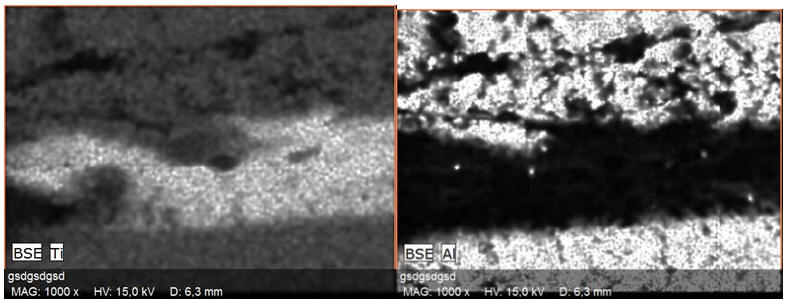


Рис. 1. Изображение зоны контакта в сканирующем электронном микроскопе Hitachi TM3000 и график содержания элементов Ti и Al полученных на приставке Bruker.

На рисунке 2 представлено тоже изображение в рентгеновских лучах Ti и Al где очень хорошо видно распределение элементов и слои интерметалида и чистых слоев



а) *б)*

Рисунок 2. Изображение зоны контакта в рентгеновских лучах а) Ti; б) Al

Эволюция фазового состава и структуры рассматриваемых систем хорошо изучены методом ДСК. Благодаря обобщению эксперементальных данных предложен двухстадийный механизм появления и роста фазы продукта СВС тонких фольг схематично изображенный на рисунке 3.[5] Эта модель хорошо описывает те процессы которые происходят при сварке взрывом тонких фольг титана и алюминия [2]

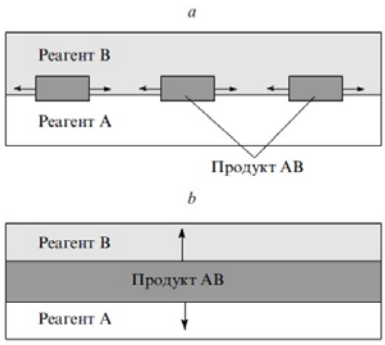
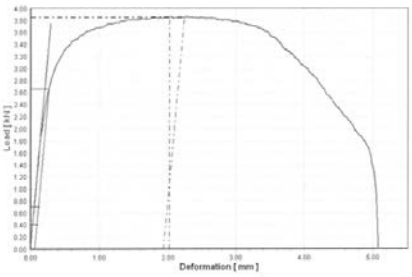


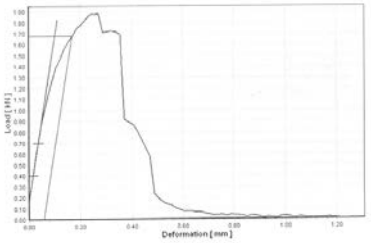
Рисунок 3. Эволюция фазового состава.[5]

Так же были проведены опыты на растяжение 3х и 5 слойных образцов данного композита. На рисунке 4 представлена диаграмма растяжения для 5ти слойного образца на рисунке 5 для 3х слойного образца. В Таблицах 1 и 2 соответсвенно приведены результаты растяжения.



Описание		Результат	
Ширина x Толщина	ШхТ	10.08 x 1.14 mm	
Начальное сечение	S_0	11.49 mm	
Расч длина L0	L_0	27.27	mm
Длина после разр Lu	$L_к$	31.55	mm
Диам после разр Du	$D_к$	0.00	mm
Предел текучести при 0.20%	R_p	231.10 MPa	
Предел прочности	R_m	336.78 MPa	
Удлинение при разрушении	A	15.69 %	
Сужение при разрушении	Z	46.22 %	

Рисунок 4. Диаграмма и результаты растяжения 5-ти слойного образца сваренного взрывом



Описание		Результат	
Ширина x Толщина	ШхТ	9.58 x 2.10 mm	
Начальное сечение	S_0	20.12 mm	
Расч длина L0	L_0	28.52	mm
Длина после разр Lu	$L_к$	29.64	mm
Диам после разр Du	$D_к$	0.00	mm
Предел текучести при 0.20%	R_p	83.48 MPa	
Предел прочности	R_m	93.61 MPa	
Удлинение при разрушении	A	3.93 %	
Сужение при разрушении	Z	0.00 %	

Рисунок 5. Диаграмма и результаты растяжения 3-хслойного образца сваренного взрывом

Данные опыты показывают что 5-ти слойный образец дает результат практически как Ti (300 – 450 МПа) а 3-х слойный в несколько раз меньше. Из анализа электронно микроскопических изображений следует, что продукт реакции титана с алюминием является очень хрупким и легко растрескивается. Это проявляется и при испытании образцов на растяжении: те образцы где больше хрупкой фазы легко разрушались в отличии от тех фрагментов образца где фрагментов хрупкой фазы было меньше.

При сварке взрывом в композитах Ti-Al происходят процессы подобные процессам СВС в тонких пленках. Конечные продукты реакции при сварке взрывом оказываются хрупкими (когда алюминий полностью прореагировал с титаном), что требует изменения технологии соединения фольг титана и алюминия.

Авторы благодарят В.И.Мали за любезно предоставленные образцы и полезные обсуждения.

Список литературы

[1] Павлюкова Д. В. Структура и механические свойства слоистых материалов на основе титана и алюминия, полученных по технологии сварки взрывом и дополнительной термической обработки. Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. Новосибирск – 2011

[2] Зарождение и рост алюминида титана в слоистом композите, сваренном взрывом / И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. И. Мали, Д. В. Павлюкова, П. С. Ярцев, Е. Д. Головин // Физика металлов и металловедение. - 2012. - Т. 113, № 10. - С. 998-1007.

[3] Трыков Ю. П., Шморгун В. Г. Свойства и работоспособность слоистых композитов / М-во общ. и проф. образования Рос. Федерации, Волгогр. гос. техн. ун-т. Волгоград : Политехник, 1999. 189 с. [11] Физика твердого тела стр.229 том47 выпуск2В.И. Барбашев, Ю.А. Комыса.

[4] Панин В.Е. Физическая мезомеханика – новая парадигма на стыке физики и механики деформируемого твердого тела // Физическая мезомеханика, т.6, №4, 2003

[5] А.С. Рогачев Волны экзотермических реакций в многослойных нанопленках / Успехи химии, 2008, Том 77, Номер 1, Страницы 22-38.

УДК 669

НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫЕ ТРУБОПРОВОДЫ

Кундянова У.П.
научный руководитель профессор Бурков П.В.
Юргинский технологический институт (филиал)
Томского политехнического университета

Наиболее часто применяемым способом защиты от ручейковой коррозии внутренней поверхности нефтепромысловых трубопроводов является изменение режима перекачки, т.е. повышение давления и подачи, с целью перехода потока перекачиваемой среды с ламинарного в турбулентный. Но изменением режима перекачки не всегда удается добиться турбулентного режима по всей длине трубопровода. Средний срок службы промысловых трубопроводов изменяется от нескольких месяцев до 15 лет. Коррозионные процессы приводят к снижению механической прочности труб, и как следствие - к отказам трубопроводов. В результате отказов происходит загрязнение окружающей среды, снижение добычи нефти, повышение затрат на капитальный ремонт трубопроводов и на природоохранные мероприятия. При падении давления в конце трубопровода режим часто переходит в ламинарный, что приводит к расслоению перекачиваемой продукции и, в конечном счете, к коррозии металла трубы.

Промысловые трубопроводы, построенные из углеродистой и низколегированной стали, подвержены, в основном, коррозии по нижней образующей труб (так называемая «ручейковая коррозия»). При этом происходит локальное утонение стенки трубы, и в некоторых местах появляются коррозионные отверстия - свищи. В то же время толщина стенки труб по остальному периметру практически не уменьшается.

Безопасная эксплуатация трубопроводов связана с проблемой повышения их надежности и долговечности с является сложной комплексной задачей, включающей в себя решение технических, технологических, экономических и организационных аспектов. Эксплуатационная надежность нефтепроводов в значительной степени определяется интенсивностью коррозии стенок трубопровода. Кроме коррозии наружной поверхности трубопроводы подвергаются интенсивной внутренней коррозии, скорость которой часто многократно превышает скорость коррозии их наружной поверхности и зависит от концентрации и состава минеральных солей, содержащихся в пластовой воде, добываемой и транспортируемой в смеси с нефтью до установок подготовки нефти.

Следует отметить, что большинство трубопроводов, подверженных интенсивному внутреннему износу, эксплуатируются без наружной изоляции. Частые порывы трубопроводов, вызванные «канавочным» износом, требуют поиска новых технических решений, направленных на обеспечение их безопасной эксплуатации, повышение долговечности и стабильности функционирования.

Опыт эксплуатации трубопроводов сбора нефти показывает, что «канавочное» (ручейковое) коррозионно-механическое разрушение и коррозионная усталость являются наиболее опасными видами разрушения.Защита нефтепромысловых трубопроводов от «канавочной» (ручейковой) коррозии, вызванной взаимодействием металла трубы и перекачиваемой коррозионно-активной среды, является актуальной в настоящее время во многих регионах России, особенно на месторождениях Западной Сибири.

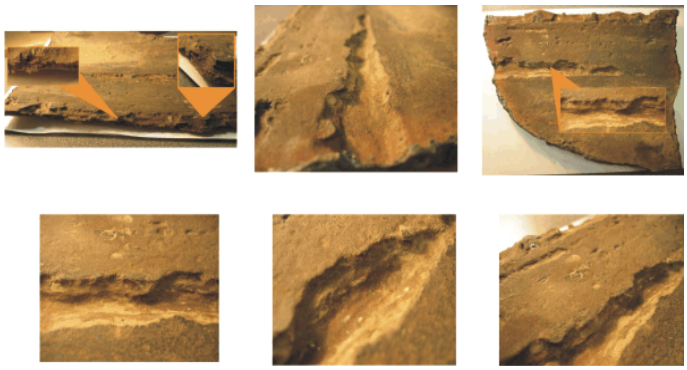


Рис. 1. Ручейковая коррозия

Расчет ручейковой коррозии в программе ANSYS

Исходные данные по трубопроводу

За основу для расчетов возьмем реальные данные по глубине и ширине коррозионного повреждения (ручейковой коррозии) из заключений по результатам технического диагностирования трубопровода, рассмотренного выше.

Исходные данные для построения и расчета модели трубы с коррозией:

- рабочее давление – 2,5 МПа;
- диаметр трубы – 168 мм;
- толщина стенки трубы – 11 мм;
- марка стали трубы – сталь20;
- максимальная глубина ручейковой коррозии – 5,8 мм;
- максимальная ширина коррозионного повреждения трубы – 21 мм.

Так как процесс ручейковой коррозии в трубе сложный физико-химический процесс и при наличии его в трубе возникает канавка сложной формы (рис. 1).

Предугадать какой именно формы будет профиль коррозионного участка в трубе очень сложно, т.к. коррозионное воздействие среды на стенки трубы зависит от многих факторов, изменяющихся со временем. Чтобы упростить задачу, при построении модели трубы с повреждением будем использовать упрощенную схему с размерами коррозионного повреждения приближенным к реальным.

Идеализированная схема сечения трубы с повреждением типа ручейковой коррозии приведена на рисунке 2.

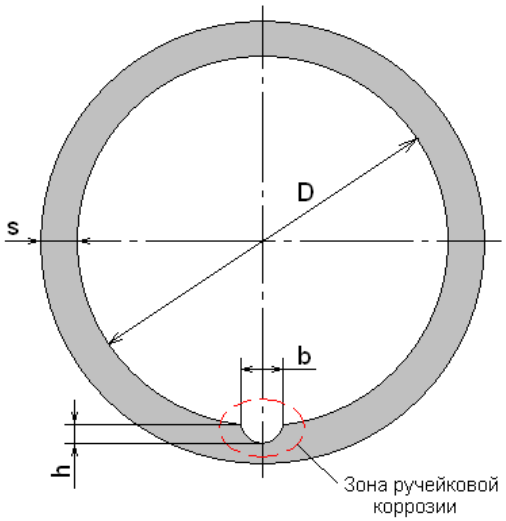


Рис.2. Упрощенная схема трубы с ручейковой коррозией

D – внутренний диаметр трубы, s –

толщина трубы, b – ширина коррозионного повреждения (ширина ручейковой коррозии), h – глубина коррозионного повреждения (глубина ручейковой коррозии)

Для большей наглядности построим график, показывающий распределение напряжений в зависимости от поперечного сечения наиболее прокорродированной канавки – участок с покраснением. График распределения напряжений по Мизесу приведена на рисунке 3.

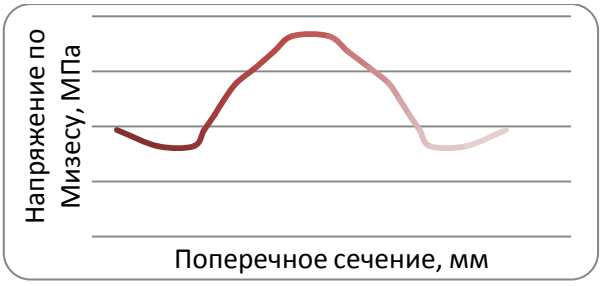


Рис.3. График распределения напряжений по Мизесу

Заключение:

В комплексной программе ANSYS получили наглядные картины возникших распределений напряжения по Мизесу и картину распределений перемещения в образце при воздействии на нее давления.

С увеличением срока эксплуатации месторождений возрастает объем добываемой минерализованной воды, закачанной в пласт для поддержания пластового давления. При этом возрастает опасность внутренней коррозии трубопровода. Этой проблеме посвящены многочисленные исследования отечественных и зарубежных ученых, однако, в настоящее время она полностью еще не решена и многие вопросы остаются открытыми.Для борьбы с «ручейковой» коррозией, наиболее эффективным способом является создание барьера между внутренней поверхностью труб и транспортируемой средой. Для этого способа характерно нанесение различных видов покрытий на внутреннюю поверхность стальных труб или плакирование различными видами коррозионностойких материалов на основе металлов и неметаллов.

Список литературы

1. Теория коррозионных процессов: учебник / Н.И.Исаев. – М.: Металлургия, 1997. – 361 с.;

2. Коррозия и защита конструкционных материалов. Принципы защиты от коррозии: учебное пособие для вузов / В.В.Кравцов. – Уфа: Изд-во УГНТУ, 1999. – 157 с.;

3. Коррозия конструкционных материалов: Справочник: В 2 кн. / Под ред. В.В.Батракова. – 2-е изд., перераб. и доп. – М: Интермет Инжиниринг, 2000. – 344 с.;

4. Теория коррозии и коррозионно-стойкиеконструкционные сплавы: учебное пособие / Н. Д. Томашов, Г.П.Чернова. – М.: Металлургия, 1993. – 413 с.;

5. Противокоррозийная защита трубопроводов и резервуаров : учебник для вузов / М.В.Кузнецов, В.Ф.Новоселов, П И.Тугунов, В.Ф.Котов. – М.: Недра, 1992. – 237 с.

УДК 539.382.2

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ 20ГЛ

Лямкин С.Э., Павлов А.В., Немцев И.В.
Научный руководитель доктор физ.-мат. Наук Квеглис Л.И.
Восточно-Казахстанский Государственный Университет им. С.Аманжолова,
Сибирский Федеральный Университет

Сегодня в Республике Казахстан запасные части для подвижного состава железных дорог поставляются в недостаточном количестве, отечественное производство не налажено. Все производители запасных частей для подвижного состава железных дорог на всем пространстве СНГ в первую очередь обеспечивают своих потребителей. Республика Казахстан обеспечивается по остаточному принципу. В настоящее время подвижной состав, выработав за последнее 10-летие свой ресурс, без необходимых ремонтов и замен находится в критическом состоянии. Требуется срочное его обновление. Из этого следует, что спрос на стальные отливки для производства как вагонов, так и запасных узлов к ним, будет в ближайшие годы расти как в Казахстане, так и в России. Особенно остро в обеспечении «вагонокомплекта» литья стоит вопрос о балке надрессорной и раме боковой. Комплект литья, состоящий из 2-х рам боковых и балки надрессорной, используется как для ремонта железнодорожных тележек, так и изготовления грузового подвижного состава.

Реализация проекта реконструкции вагонолитейного цеха №10 АО «Востокмашзавода» г. Усть-Каменогорск, с использованием вакуумно-пленочной формовки позволило начать производство стального литья для строительства и ремонта железнодорожного подвижного состава (рама боковая, балка надрессорная). Указанный Проект соответствует Стратегии индустриально-инновационного развития Республики Казахстан, утверждённой Указом Президента Республики Казахстан [1].

Ответственные узлы ходовой части вагонов подвергаются большим динамическим и ударным нагрузкам и при этом работают в тяжелых условиях при неблагоприятном температурном режиме, в том числе при отрицательных температурах. В настоящее время для изготовления таких деталей применяется сталь 20ГЛ с химическим составом и механическими свойствами по ГОСТ 32.183-2001 «Тележки двухосные грузовых вагонов колеи 1520 мм. Детали литые. Рама боковая и балка надрессорная». Учитывая экстремальные условия эксплуатации железнодорожного транспорта, РЖД вводит новые требования значения ударной вязкости стали 20ГЛ, которые не обеспечивается действующей на АО «Востокмашзавод» технологией изготовления литых деталей для железнодорожного транспорта.

Целью работы является определение причин неоднородностей на кривой нагружения образцов из тела отливки. Исследования, проведенные в данной работе являются частью разработки технологических методов изготовления стальных отливок из стали 20ГЛ для железнодорожного транспорта, обеспечивающих значение её ударной вязкости KCU^{-60} не менее 24,5 Дж/см^2 и KCV^{-60} не менее 16,7 Дж/см^2, ГОСТ 9454.

Статические испытания на растяжение проводили при комнатной температуре на машине одноосного статического нагружения типа «WAW-600C» со скоростью не более 0,5 мм/мин с записью диаграмм растяжения и фиксированием текущей и максимальной силы растяжения с точностью 1 Н. Перемещение фиксировали через 0,1 с с точностью 0,01 мм. в соответствии с ГОСТ 1497-87. Испытания заключались в одноосном статическом растяжении цилиндрических образцов диаметром 10 мм до

разрыва с измерением физического предела текучести, временного сопротивления, относительного равномерного удлинения и сужения. Испытательное оборудование и средства измерений соответствовали ГОСТ 1497-87.

С помощью оптической микроскопии были получены фотографии микроструктуры образцов при увеличениях 100х и 400х, согласно ГОСТ 32400-2013. При подготовке образцов, поврежденный поверхностный слой удаляли при помощи шлифовки на наждачной бумаге и алмазной пасте с размером абразива 1 мкм. Затем производили полировку шлифованной поверхности оксидом алюминия. Для создания оптического контраста образцы химически травили в специальном 4 %-ном растворе азотной кислоты в этиловом спирте путем погружения полированной поверхности в емкость с реактивом. Оценка балла зерна была проведена в соответствии с ГОСТ 5639. Оценка качества термообработки также была проведена согласно ГОСТ 32400-2013.

Фрактограммы изломов получали на растровом электронном микроскопе с микроанализатором Hitachi TM3000. Был получен свежий излом образца стали, после чего он был помещен на предметный стол микроскопа. Изображение поверхности излома образца стали 20ГЛ получали во вторичных электронах и в лучах характеристического рентгеновского излучения.

Результаты и их обсуждение.

На рисунке 1 приведена кривая растяжения образца стали 20ГЛ, на которой после «зуба текучести» видно увеличение временного сопротивления, а также скачкообразнвй вид кривой в зоне упрочнения.

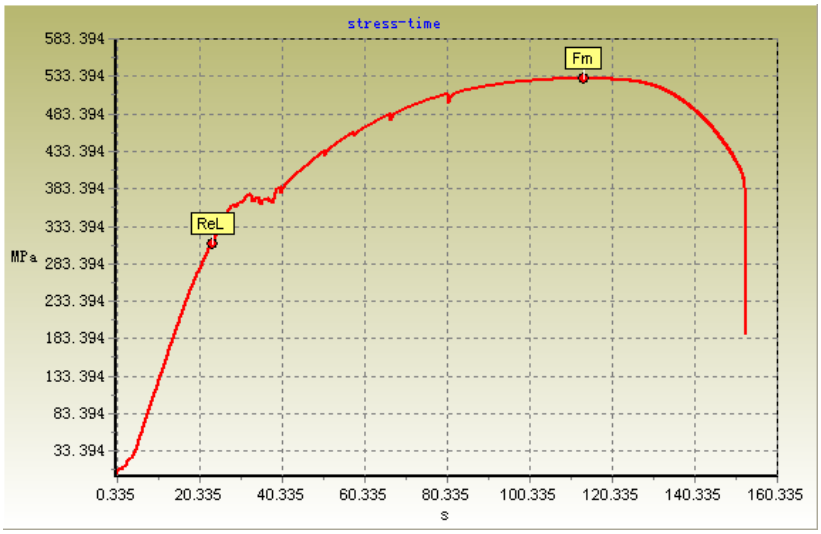


Рис.1. Кривая нагружения образца стали 20ГЛ

Несмотря на постоянство скорости движения захвата машины, с увеличением степени деформации происходит плавное снижение ее скорости, свидетельствующее об упрочнении. Таким образом наблюдается эффект аномального повышения истинных напряжений течения в предразрушительном этапе деформации. В данном случае зависимость напряжение-деформация имеет характер, описанный в работе [2], где показано, что существует критический поток энергии, при котором, система скачкообразно меняет зависимость поглощения энергии от величины внешнего воздействия. Максимумам, на кривой нагружения, соответствуют изменения внутренней энергии вещества, в результате чего происходят структурно-фазовые превращения. [3,4]

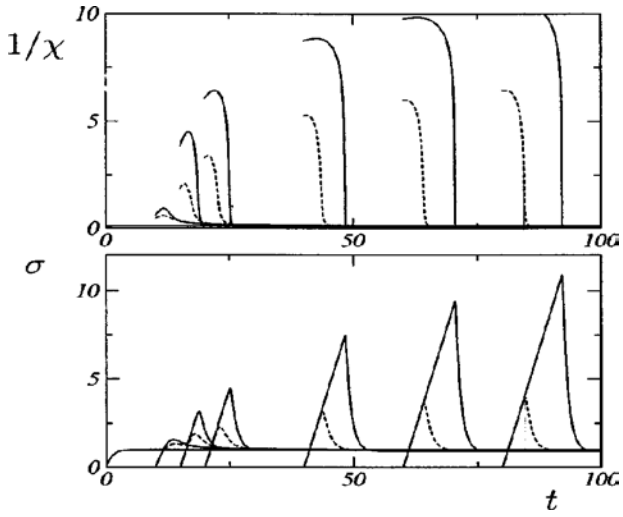


Рис.2. Зависимости от времени: активационного объема χ (верхний график); максимальной нагрузки σ (нижний график), имеющие прерывистый характер [4].

На рисунке 3 приведена оптическая фотография микроструктуры шлифа образца стали 20ГЛ , на которой видны структурно-фазовые неоднородности

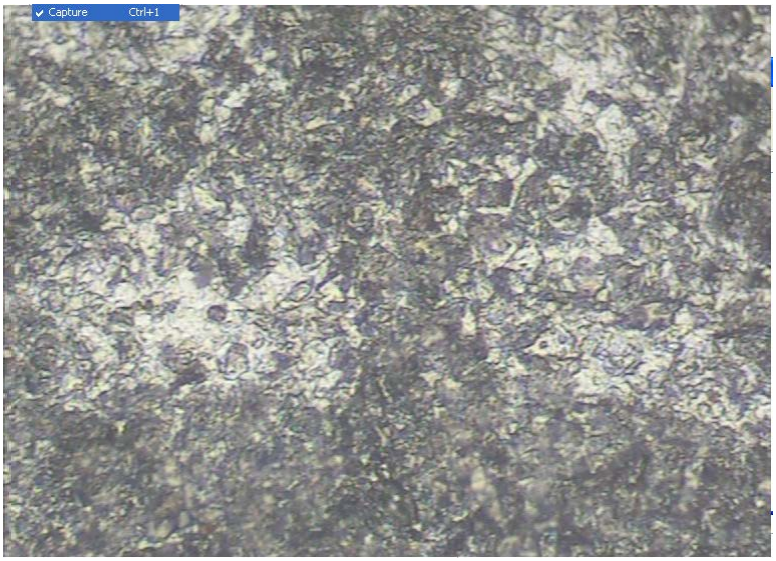


Рис.3. Фотография микроструктуры образца при увеличении 400х. Балл зерна 7.

Между зерен можно разглядеть темные границы. Распределение их так же неравномерно по объему материала и предположительно они были опознаны как соединения серы с компонентами сплава (FeS, MnS).Для уточнения состава использовали санирующий электронный микроскоп с микроанализатором.

Исследование образцов на рентгеновском микроанализаторе подтвердило неравномерное распределение по объему образца марганца и ассоциированной с ним серы. На рисунке 4 приведены фотографии излома образца стали 20ГЛ полученные с растрового электронного микроскопа ТМ3000.

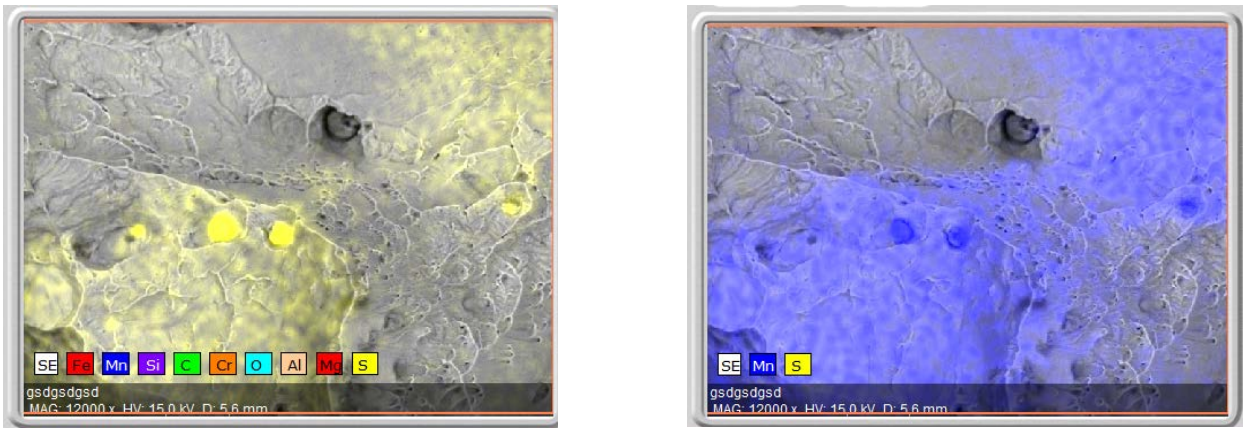


Рис.4. Картирование изображения в лучах характеристического рентгеновского излучения серы (слева) и марганца (справа)

Как показано в работе [4], при кристаллизации стали включения сульфида железа, сульфида марганца и оксисульфидов выделяются в жидком виде. Неметаллические включения в виде тонких пленок располагаются на границе зерен литого металла, занимая большую площадь. При температуре более 1000°С (температура красного каления) эти включения находятся в жидком или пластичном состоянии, что приводит к повышению жидкотекучести, но вместе с тем вызывает красноломкость стали.[5] В локализованных областях обнаружены капсулы размером порядка десятых долей миллиметра и менее, содержащие марганец и серу. Капсула представляет собой гладкую полость, на дне которой находится частица сульфида марганца. В таких полостях происходит концентрация напряжений при механическом ударе, что приводит к дальнейшему образованию микротрещин.

Поскольку сульфиды находятся в межзеренных областях они влияют так же на процессы структурно-фазовых превращений, это необходимо учитывать и стремиться к наилучшему десульфурированию при плавке.

Выводы:

1. Исследование структуры и кривой нагружения стали 20ГЛ показали, что неоднородности на кривой связаны с различными механизмами пластической деформации.

2. Различные механизмы пластической деформации обусловлены наличием различных фаз, расположенных неоднородно по всему объему образца, а так же присутствием соединений серы (MnS и FeS) на границах зерен.

Список литературы

1. БИЗНЕС ПЛАН. Завершение реконструкции и запуск производства вагонного литья цеха №10, г.Усть-Каменогорск, 2011.

2. Панин В.Е., Егорушкин В.Е. Солитоны кривизны как обобщенные волновые структурные носители пластической деформации и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2014. - №16 (3). – с. 7-26.

3. Тусупжанов А. Журнал Сибирского Федерального Университета, 2015г.(принят к публикации)

4. Lemaitre A, Carlson J. Boundary lubrication with a glassy interface// PHYSICAL REVIEW E 69, 061611 (2004)

5. Лямкин С.Э., Немцев И.В., Ахметжанов Б.К., Квеглис Л.И. статья «Влияние соединений серы на ударную вязкость марганцовистых сталей», материалы международной научно-практической конференции «Наука, образование, общество: модернизация и инновации», 176с, 2014 год, г. Барнаул

УДК 620.179.1

СВЕРХМИНИАТЮРНЫЕ ВИХРЕТОКОВЫЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ ДЛЯ ЗАДАЧ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

В.Н. Маликов, С.Ф. Дмитриев, А.Д. Абдикенова, А.Ю. Филимонова, Эккердт К.Ю.
Научный руководитель канд. техн. наук Дмитриев Сергей Федорович
Алтайский государственный университет

Разработанный ВТП позволяет эффективно исследовать переходы металл-диэлектрик в миниатюрных слоистых металлополимерных композитных объектах. Подобные композиты могут содержать несколько металлических слоев, разделенных тонкими полимерными диэлектрическими прослойками. К типичным дефектам таких материалов относятся, например, нарушения сплошности слоев, образование перемычек между слоями. Для исследования слоистых структур металл-диэлектрик-металл использовался прибор ИЭНМ-5ФА (измеритель электропроводности неферромагнитных материалов), разработанный ранее[1-5], а для снятия амплитудно-частотной характеристики применялся специальным образом модифицированный фурье-анализатор. Для демонстрации работоспособности предлагаемого метода использовалась структура, представляющая собой чередование алюминиевой фольги толщиной 100 мкм, и бумаги, также имеющей толщину в 100 мкм. В качестве модельного дефекта, между слоями помещался полый параллелепипед, с толщиной стенок 300 мкм.

На рис.1 представлена спектральная картина, наблюдающаяся при перемещении датчика над слоистой средой, внутри которой находится дефект.

Рис. 1. спектральная картина, возникающая при перемещении датчика вдоль слоистой среды с дефектом, 1, 2 – стенки параллелепипеда, 3 – бездефектная часть образца.

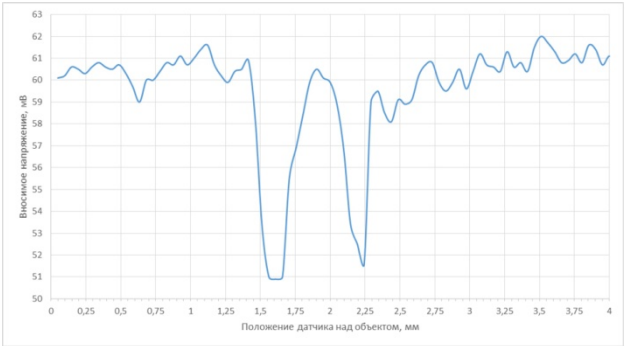


Рис. 2. спектральная картина, возникающая при перемещении датчика вдоль слоистой среды с дефектом, частота преобразователя - 6000 гц.

Уровень сигнала с измерительной обмотки характеризует значения электропроводности на исследуемом участке. Для основной рабочей частоты в 1000 Гц, уровень вносимого в измерительную обмотку напряжения составлял (130±2) мВ. Области 1 и области 2 на графике, в которых происходит падение уровня напряжения

до 115 мВ, соответствуют стенкам параллелепипеда. Данное изменение амплитуды сигнала составляет 11 процентов от уровня сигнала, соответствующего бездефектной области образца. При этом, колебания амплитуды сигнала на бездефектном участке не превышают 4 мВ, что составляет 3 процента от уровня сигнала, соответствующего бездефектной области образца.

В случае уменьшения частоты поле вихревых токов более глубоко проникает в исследуемый объект. При этом влияние модельного дефекта практически не прослеживается. При частоте работы, равной 6000 Гц (рис.2) модельный дефект по-прежнему хорошо заметен, однако колебания амплитуды на бездефектном участке образца уже превышают 7 процентов от уровня сигнала, соответствующего бездефектной части образца. При исследовании объекта контроля с неизвестными дефектами, подобные изменения амплитуды могут ошибочно интерпретироваться в качестве дефектов. На частоте зондирования, равной 500 Гц (рис. 3), колебания амплитуды на бездефектном участке незначительны. Однако изменение амплитуды в зоне самого дефекта не превышает 3 процентов от уровня сигнала, соответствующего бездефектной части образца. При лабораторных и производственных измерениях подобное колебание амплитуды может быть вызвано внешними воздействиями, не обусловленными наличием дефектов.

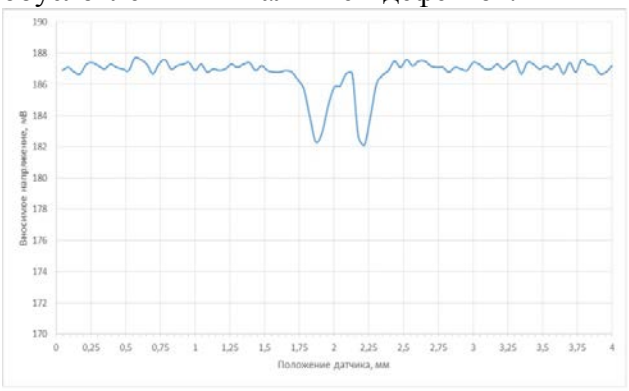


Рис.3.Спектральная картина, возникающая при перемещении датчика вдоль слоистой среды с дефектом, частота преобразователя - 500 гц.

При выходе рабочей частоты прибора за указанные пределы результаты измерений будут искажены колебаниями амплитуды, вызванными микротрещинами на поверхности образца или уменьшением локализации поля внутри слоистой структуры. Изменения амплитуды, вызванные микротрещинами на поверхности образца, значительно выше, чем изменения амплитуды, вызываемые непосредственно дефектом.

Дефект находился на расстоянии в 600 мкм от датчика в глубине слоистой структуры. Вплоть до глубины расположения дефекта, равной 1400 мкм, прослеживалась явная зависимость отклика преобразователя от положения преобразователя над дефектом. После калибровки фурье-анализатора по типичным дефектам можно использовать прибор

ИЭНМ-5ФА для диагностики композитных многослойных материалов толщиной от 1 до 1400 мкм.

Список литературы

1. Дмитриев С.Ф., Ишков А.В., Маликов В.Н., Сагалаков А.М. Виртуализированный измеритель-трансформер. Датчики и системы. 2013. № 3 (166). С. 22-26.

2.Дмитриев С.Ф. Маликов. В.Н. Ишков А.В. Сверхминиатюрные вихретоковые преобразователи для задач неразрушающего контроля неферромагнитных материалов// Известия ВУЗов. Физика. - 2012. - № 9/2.

3. Дмитриев С.Ф., Лященко Д.Н., Ишков А.В., Новоженов А.В. Особенности реализации аппаратной части виртуализированных измерительных приборов в методе вихревых токов//Ползуновский вестник. 2010. № 2.

5. Dmitriev S.F., Ishkov A.V., Malikov V.N.,Sagalakov A.M.Subminiature Eddy Current Transducers for Studying Metal-Dielectric Junctions. Instruments and experimental techniques. 2014. Vol. 57. No.6. Pp. 751-754.

6. Polyakov V.V., Dmitriev S.F., Ishkov A.V., Kolubaev E.A., Malikov V.N. Non-desructive testing of aluminium alloys by using miniature eddy-current flaw transducers. Advanced Materials Research. 2014. Vol. 880. Pp. 105-108.

УДК 620.179.1

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СВЕРХМИНИАТЮРНЫХ ВИХРЕТОКОВЫХ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ ДЛЯ ТЕСТИРОВАНИЯ СПЛАВОВ АЛЮМИНИЙ-МАГНИЙ

В.Н. Маликов, С.Ф. Дмитриев, А.Д. Абдикенова, А.Е. Сычева, Эккердт К.Ю.

Научный руководитель канд. техн. наук Дмитриев Сергей Федорович

Алтайский государственный университет

Разработанный метод измерений позволяет, с помощью виртуализированноговихретокового измерителя электропроводности исследовать дефекты и неоднородности алюминий-магниевых сплавов. Данный сплав является основным конструкционным материалом в авиации и космонавтике, а также в других сферах с высокими требованиями к весовой отдаче. Сплав широко применяется в авиастроении, при производстве скоростных поездов (например, поездов Синкансэн) и во многих других отраслях машиностроения (так как отличается существенно большей твёрдостью, чем чистый алюминий). Дефекты в данном сплаве могут возникать как на стадии литья, так и на стадии последующего создания деталей, например, в результате некачественной сварки.

Для тестирования модельных объектов из сплава алюминий-магний, использовался mвихретоковый преобразователь(ВТП), подключаемый к персональному компьютеру(ПК) посредством звуковой платы [1-5]. Вихретоковый преобразователь, в данном случае, служит для преобразования значения электропроводности исследуемого материала в электрический сигнал. Измеряя распределение электропроводности по объемной доле исследуемого материала, можно сделать вывод о наличии дефектов. Сканирование производилось с помощью трансформаторного вихретокового преобразователя накладного типа, напряженность поля возбуждающей обмотки - 800 а/м. Измеряемая характеристика – вносимое напряжение, индуцируемое полем вихревых токов, возникающих в объекте контроля. После этого датчик проводился над сканируемой дефектной областью.При этом производилось варьирование частоты в диапазоне 100-1000 Гц с шагом в 100 Гц. Определялась частота, дающая наибольшее отклонение вносимого напряжения от значения напряжения, полученного на бездефектном участке образца. Соответствующее этой частоте значение напряжения рассматривалось как параметр, по поведению которого судили о наличии дефекта. Само сканирование осуществлялось путем движения датчика поперек сварного шва или поперек области дефектов.

Измерительная обмотка датчика имела диаметр 0,5 мм, размер области сканирования на поверхности образца составлял 0,1 мм, время одного измерения при одной частоте составляло 0,1 сек.Первый образец: пластина толщиной в 5 мм с технологическими дефектами в области сварного шва (области сканирования обозначены цифрами 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8 и представлены на рисунке (фото)).

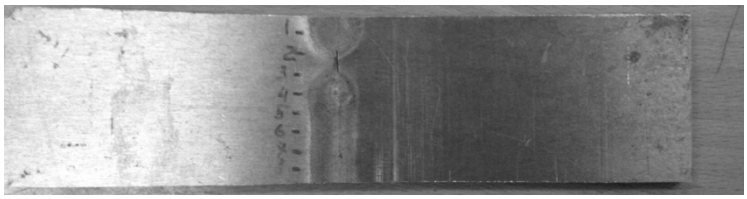


Рис.1. Фотография поверхности образца с размеченными зонами сканирования

В области 1, внутри сварного шва образца, располагалась полость, которую удалось зафиксировать с использованием частоты магнитного поля в 700 Гц(рис.2). Границам сварного шва соответствует падение вносимого напряжения. Данная полость определяет дефектную область сварного шва.

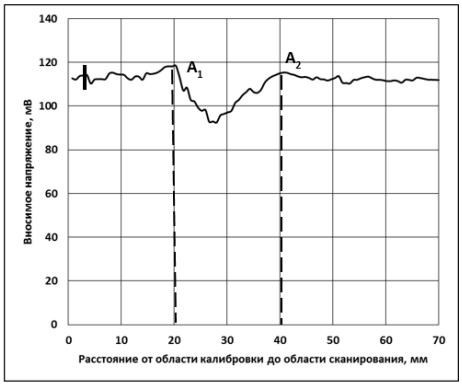


Рис. 2. Результаты измерений для сварного шва с дефектами, область 1. A1-A2 – границы шва, штрих на графике - максимальная статистическая погрешность.

Второй образец: пластина толщиной в 5 мм с профрезированными дорожками с глубиной залегания 1, 3, 4 мм, шириной 1,5 мм, ширина надрезов составляла 1,1 мм. Сканирование проводилось по бедефектной стороне пластины, то есть надрезы моделировали внутренние (подповерхностные) дефекты согласно рис. 3(а).

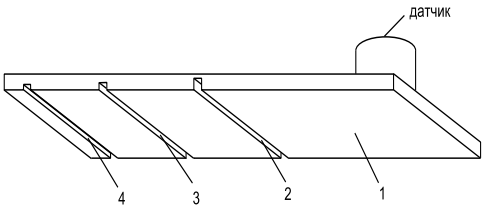


Рис. 3(а). Схема контроля. 1 – бездефектная область. 2, 3, 4 – подповерхностные дефекты (надрезы) с различной глубиной

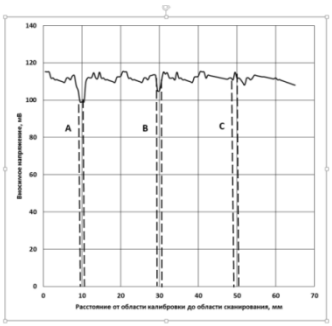


Рис. 3(б). Результаты измерений для тестового образца алюминиевого сплава, глубина залегания дефекта 1, 3, 4 мм. A, B, C - границы надрезов

На рис. 3(б) представлен график изменения вносимого напряжения от дефектов. Величина изменения вносимого напряжения в области дефекта, расположенного на глубине 1 мм, по сравнению с бездефектной частью, составляла 15 мВ. Изменение вносимого напряжения, вызываемого дефектом, расположенным на глубине 2 мм, по сравнению с бездефектной частью, составляла 8 мВ. Зафиксировать дефект, расположенный на глубине 4 мм, к сожалению, не удалось.

Список литературы

1. Дмитриев С.Ф., Ишков А.В., Маликов В.Н., Сагалаков А.М. Виртуализированный измеритель-трансформер. Датчики и системы. 2013. № 3 (166). С. 22-26.

2.Дмитриев С.Ф. Маликов. В.Н. Ишков А.В. Сверхминиатюрные вихретоковые преобразователи для задач неразрушающего контроля неферромагнитных материалов// Известия ВУЗов. Физика. - 2012. - № 9/2.

3. Дмитриев С.Ф., Лященко Д.Н., Ишков А.В., Новоженов А.В. Особенности реализации аппаратной части виртуализированных измерительных приборов в методе вихревых токов//Ползуновский вестник. 2010. № 2.

4. Поляков В.В., Дмитриев С.Ф., Ишков А.В., Руденский Г.Е., Колубаев Е.А., Маликов В.Н. О дефектоскопии многослойных металлополимерных слоистых

композитов системы al-(пэнд-al)x-al методом вихревых токов//Ползуновский вестник. 2013. № 2.

5. Dmitriev S.F., Ishkov A.V., Malikov V.N.,SagalakovA.M.Subminiature Eddy Current Transducers for Studying Metal-Dielectric Junctions. Instruments and experimental techniques. 2014. Vol. 57. No.6. Pp. 751-754.

6. Polyakov V.V., Dmitriev S.F., Ishkov A.V., Kolubaev E.A., Malikov V.N. Non-desructive testing of aluminium alloys by using miniature eddy-current flaw transducers. Advanced Materials Research. 2014. Vol. 880. Pp. 105-108.

УДК 621.74:541.1

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ ЛИГАТУР НА ЭФФЕКТ МОДИФИЦИРОВАНИЯ СПЛАВА АК12

Мясникова А.О. ,
научный руководитель канд. техн. наук Черепанов А.И.
Сибирский Федеральный университет

В современных условиях зависимости промышленности от ситуации на мировом рынке отчётливо видно, что в последние годы идёт сокращение объёмов производства первичного алюминия. Вместе с тем заметно растёт доля выпускаемых алюминиевых сплавов, используемых в различных отраслях промышленности – в частности литейные сплавы в России в общем объеме производства алюминиевых сплавов составляют порядка 20% [1]. В связи с этим перед производителями остро стоит задача выпуска конкурентоспособной продукции при минимальных затратах и обеспечении высоких механических и эксплуатационных свойств. Это затрагивает и такую область машиностроения, как производство легко сплавных дисков автомобильных колес, для которых недопустимо применение относительно дешевых вторичных сплавов из-за высокого содержания примесей, снижающих уровень механических свойств. Поэтому литые диски в основном изготавливают из силуминов – сплавов системы Al-Si, обладающих высокой жидкотекучестью, удовлетворительной коррозионной стойкостью, малым удельным весом. Анализ известных модификаторов и технологий их получения показал, что они существенно различаются по дисперсности структуры, и это различие обусловлено разной интенсивностью затвердевания лигатур. Однако вопросы влияния дисперсности структуры модифицирующих лигатур на структуру и свойства эвтектических силуминов в отливках изучены недостаточно и требуют дальнейших исследований [2]. В настоящее время имеется разнообразные технологические процессы, материалы и способы их ввода при модифицировании. Тем не менее, для повышения свойств, снижения себестоимости литья продолжаются работы, как по разработке теории, так и технологии модифицирования.

В настоящей работе исследовали модифицирующее воздействие на сплав АК12 модификатора, полученного из этого же сплава методом закалки из жидкого состояния (принцип «самомодифицирования»). Имеющиеся научные разработки не дают представления об эффекте модифицирования сплава в течение времени разливки, без чего невозможно широкое применение данного метода.

Методика эксперимента. Для приготовления сплава АК12 и модифицирующих лигатур применяли следующие шихтовые материалы: алюминий технической чистоты марки А7, ГОСТ 11069-2001; кремний кристаллический марки Кр 00, ГОСТ 2169-69; лигатуры в виде прутков, диаметром 9 мм, по ГОСТ Р 53777-2010, Al-Ti5-B1 и Al-Sr10.

Приготовление быстро закристаллизованных модифицирующих лигатур. Лигатура состава М1: После расплавления алюминия, при температуре 800-850 °С вводили кремний, затем лигатуру Al-Ti5-B1 из расчета по Ti 0,06 %, и лигатуру Al-Sr10 из расчета 0,03 % Sr. После растворения компонентов производили рафинирование расплава гесахлорэтаном в количестве 0,2% от веса плавки, при температуре 720-740 °С. Эффект ускоренного охлаждения лигатур получали литьем готового расплава на наклоненный равнополочный уголок размером 50х50, длиной 1500 мм. В результате получали заготовки переменного сечения, толщиной от 0,3 до 2 мм. Скорость охлаждения составляла около 100-300 град/сек. Лигатура состава М2 готовилась аналогично, но без добавок лигатур Al-Ti5-B1 и Al-Sr10.

Приготовление сплава АК12. Расплавление алюминия, введение и растворение кремния при температуре 800-850 °С, рафинирование, введение модифицирующих лигатур М1 в количествах 0,5, 2 и 5 %; или М2 в количестве 5%, с заливкой образцов через 1,2,3 часа для проверки стабильности эффекта модифицирования.

Для оценки свойств сплава исследовали предел прочности $\sigma_в$, относительное удлинение δ, микроструктуру с применением общепринятых методик и оборудования.

Исследование эффективности действия модифицирующих лигатур.

Для решения этой задачи изготовили два варианта модифицирующих лигатур, табл.1.

Таблица 1. Маркировка лигатур

	Маркировка	Составляющие
.	М1	АК12+*Al-Sr10* + *Al-Ti5-B1*
.	М2	АК12

Лигатуры М1 и М2 подверглись изучению на оптическом микроскопе. На поле шлифа лигатуры М1наблюдается фаза α-твердого раствора, размер дендритной ячейки составляет от 19,67 до 40 мкм, мелкодисперсные колонии Al_3Ti размером 4-80 мкм. Изучая структуру лигатуры М2, можно отметить, размер дендритной ячейки составляет от 30 до 60 мкм, и мелкодисперсные колонии Al_3Ti размером 5-100 мкм.

Следующим этапом исследования было получение образцов сплава АК 12 с различным содержанием изготовленных лигатуры М1, табл. 2.

Таблица 2. Маркировка сплава с лигатурой

	Маркировка сплава	Составляющие
.	8	АК12+М1(0,5%)
.	9	АК12+М1(2%)
.	10	АК12+М1(5%)

Результаты испытаний механических свойств приведены на рис. 1 и рис. 2

Значения предела прочности на разрыв, рис. 1, меняются в пределах от 200,56 до 279,8 МПа. Максимальное значение – 279,8 МПа (2% М1), меньшее значение предела прочности у образца (0,5%М1) – 212,56 МПа, у образца с 5% лигатуры М1значение предела прочности минимальное – 200,56.

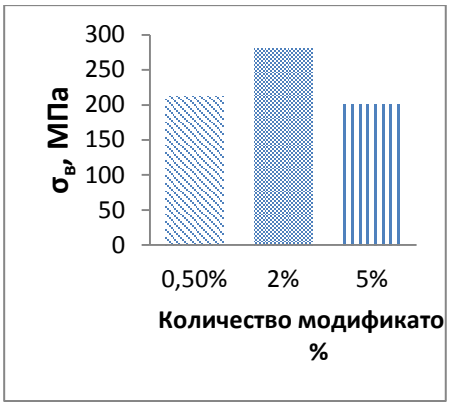


Рис.1. Зависимость предела прочности $\sigma_в$ модифицированного сплава АК-12 при различном содержании модификатора

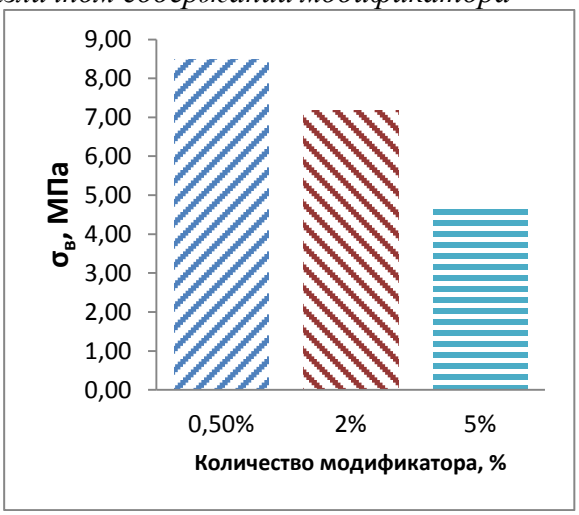


Рис. 2. Зависимость относительного удлинения δ% модифицированного сплава АК-12 при различном содержании модификатора

Относительное удлинение при разрушении меняется от 8,49 до 4,76% рис. 2, при увеличении содержания модификатора М1 с 0,5 % до 5 % –соответственно. Максимальное значение наблюдается у образца с содержанием лигатуры М1 0,5%, у образца с 2% М1 – 7,19%, то есть снижение относительного удлинения незначительно. Минимальное значение 4,76% у образца с 5% лигатуры М1. Наиболее оптимальное сочетание механических свойств у образца с содержанием лигатуры М1 - 2 %.

Далее исследовали влияние времени выдержки сплава АК12, с применением модификаторов составов М1 и М2 в количестве 5% на сохранение эффекта модифицирования в течение 3-х часов.

Результаты испытаний приведены на рис.3.

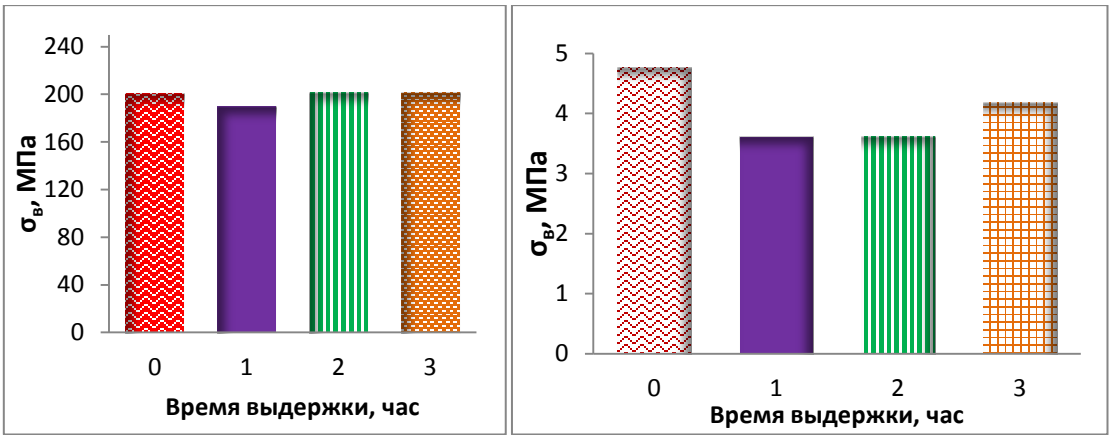


Рис 3. Зависимость предела прочности (а) и относительного удлинения (б) от времени выдержки сплава, модифицированного лигатурой М1

Из рис. 3 следует, что предел прочности составляет от 189,86 до 201,5 МПа , а относительное удлинения от 3,6 до 4,7% , в течение выдержки 3-х часов после готовности сплава.

На рис. 4 приведены результаты испытаний образцов плавок модифицированных лигатурой М2, в количестве 5% от веса плавки. От куда видно, что предел прочности колеблется от 198,9 до 205,95 МПа, в течение выдержки 3-х часов после готовности сплава.

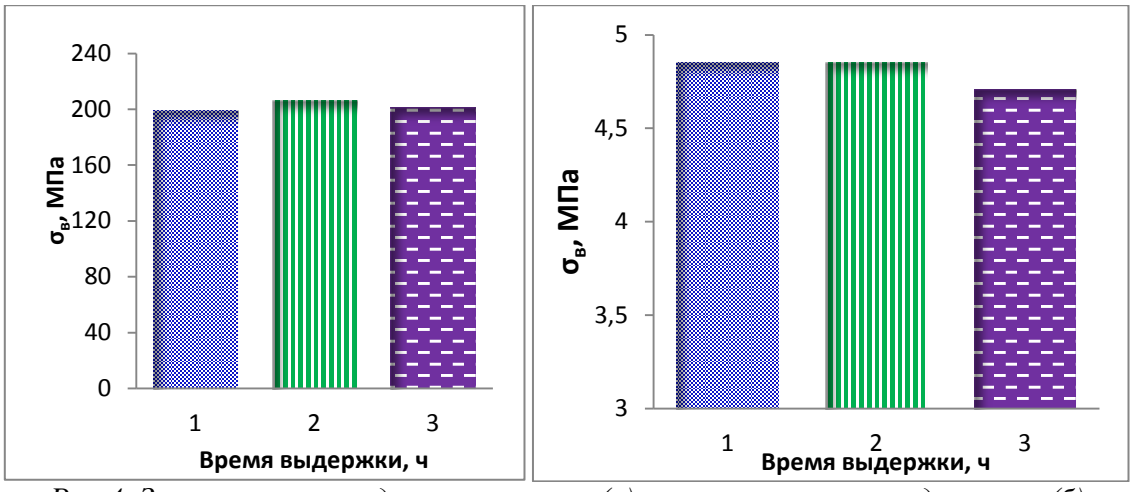


Рис.4. Зависимость предела прочности (а) и относительного удлинения (б) от времени выдержки, модифицированного лигатурой М2.

На рис. 5 приведены микроструктуры сплава АК12 модифицированного лигатурами М1 и М2 в количестве 5%.

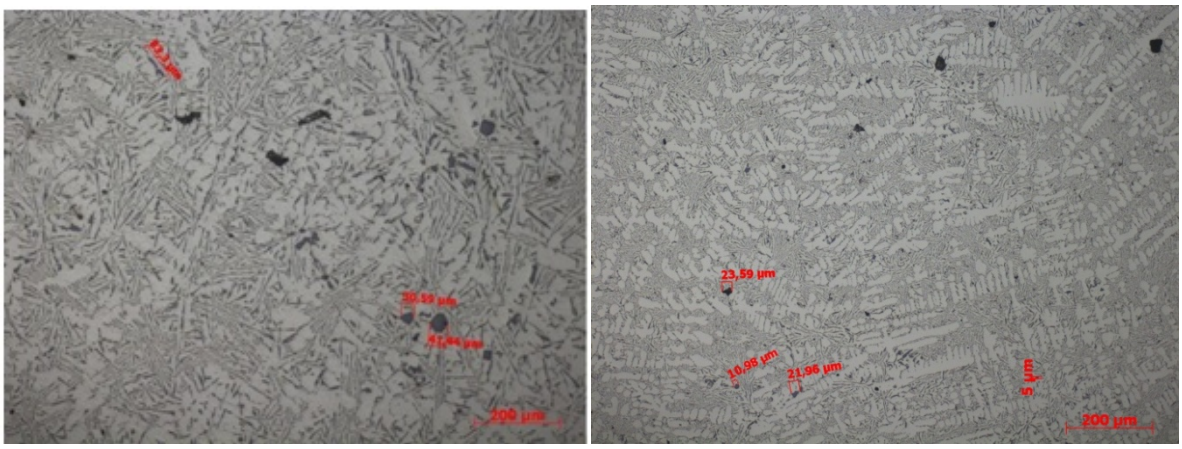


Рис. 5. Микроструктура сплава АК12 модифицированна лигатурой М1 (а) и лигатурой М2 (б).

Выводы по работе:

1. Установлено модифицирующее воздействие сплава АК12, полученного закалкой из жидкого состояния, на базовый расплав такого же состава.

2. Эффект модифицирования быстрозакристаллизованными лигатурами сохраняется три часа, что позволяет производить разливку металла в течение этого времени без потери свойств отливок, что важно для производственных условий.

3. Наиболее оптимальное сочетание свойств получено при введении модификатора в количестве 2 %.

4. Механические свойства полученных образцов выше уровня, установленного ГОСТ 1583-93.

Список литературы

1. Аналитический бюллетень. Металлургия: тенденции и прогнозы // ООО РА «РИА Рейтинг» – 2013. – №12.

2. Филиппова И.А. Исследования и разработка модификаторов, закаленных из жидкого состояния, и технологии модифицирования доэвтектических силуминов с целью получения высококачественных отливок транспортного машиностроения /Дисс. канд.техн.наук / МИСиС, 2011г.

3. Напалков В.И., Махов С.В: Легирование и модифицирование алюминия и магния. - М.: МИСИС, 2002.- 376 с.

4. Строганов Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием: науч. изд./ Г.Б. Строганов, В.А.Ротенберг, Г.Б. Гершман. – М.: Металлургия – 1977. – 271 с.

УДК 669-1

МОДЕЛЬ ВИХРЕВОЙ МИГРАЦИИ АТОМОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Отнюков Я.В. [1],Захарова Е.В.[1], Калитова А.А.[2], Садибеков А.Б.[3]
Научный руководитель д-р физ.-мат. наук Квеглис Л.И.[1]
[1]Сибирский федеральный университет
[2]Восточно-Казахстанский Государственный университет им. С. Аманжолова
[3]Восточно-Казахстанский Государственный технический университет им. Д. Серикбаева

Многие современные технологические процессы (сварка взрывом, дробление горных пород, импульсная штамповка, компактирование порошков и т. д.) широко применяют методы интенсивного воздействия на материалы - удар, взрыв, лазерное воздействие, облучение высокоэнергетичными пучками и т. д. В твердых телах при этом возникают давления, получившие название импульсных, которые распространяются по веществу в виде волн напряжений или волн деформаций. Максимальные значения напряжений в таких волнах могут достигать нескольких десятков или сотен килобар. Они характеризуются малой длительностью (10^{-10} с) и высокой скоростью нарастания нагрузки (до 10^{12} МПа/с). Взаимодействие импульсов напряжений может привести к интенсивному кратковременному изменению межатомных расстояний в локальных объемах материала. В результате может происходить образование новых фаз при твердофазных реакциях в областях локализации деформации. В концепции модели возбужденных атомов считается, что пластический сдвиг вызывает переключение химической связи, т.е. механическое движение управляет химической реакцией, производя при этом сближение (или удаление) молекул. Это обеспечивает переключение химических связей и преодоление активационного барьера для получения продуктов химических реакций, называемых механохимическими [1].

Движение атомов в этом случае происходит по схеме сдвиг-поворот в туго зажатой системе, где атомы оказываются на расстояниях, критических для переключения химических связей. В области критических нагрузок происходит образованием тех продуктов реакций, которые обеспечивают максимальный отток производства энтропии из областей локализации деформации.

При импульсных нагрузках в несколько десятков ГПа возникает кумулятивная струя-жидкий металл, однако, сжижение обусловлено не плавлением, а пластической деформацией, поскольку давление значительно превосходит предел текучести металла.

Поскольку при встрече кумулятивной струи с бронёй развиваются очень высокие давления, на один-два порядка превосходящие предел прочности металлов, то струя взаимодействует с бронёй в соответствии с законами гидродинамики, то есть при соударении они ведут себя как идеальные жидкости. Струя жидкости вворачивается в металлическую преграду по винтовой траектории, как это показано на рисунке 1.

Закономерности разрушения твердых тел в условиях квазистатических нагрузок и основанные на них критерии разрушения становятся неправомерными для импульсных воздействий на материалы. Оказалось, что прочность твердых тел может быть на сотни процентов выше значений, полученных в статических условиях приложения нагрузки. Но результаты испытаний плохо согласуются с существующими теориями объяснения такого поведения материалов и классическими представлениями о прочности.

Рис.1. Струя жидкости вворачивается в металлическую преграду по винтовой траектории

В квазистатических процессах локализации, деформирования и разрушения находят свое экспериментальное и теоретическое обоснование новые концепции такие, как многомасштабность структурных уровней деформирования и разрушения, ротационная пластичность кристаллических материалов, синергетическая неустойчивость процессов деформирования. В области же динамического нагружения эти процессы только начинают изучаться. В случае динамического деформирования и разрушения инерционные процессы могут играть определяющую роль в отличие от квазистатических условий, при которых ими пренебрегают.

При критических нагрузках, сосредоточенных в областях локализации деформации перед сдвигом атомных плоскостей возникает поворот и их внутренний изгиб [2]. Свидетельством внутреннего изгиба являются многочисленные изгибные контуры, наблюдаемые в электронном микроскопе.

Известно, что направленная диффузия под действием механических нагрузок может носить краудионный характер [3]. Это хорошо согласуются с теорией сдвиговой трансформационной зоны, основанной на концепции возбужденных атомов и проиллюстрированной в экспериментальных и теоретических работах Лангера и Лемейтре. В последние годы появились теоретические работы, в которых излагаются основы так называемой «супер-Арениусовской релаксации» в металлических стеклах. В модели предлагаются физические принципы перестройки групп атомов при низких температурах. Механизм, обеспечивающий такую перестройку – это движение «сдвиговой трансформационной зоны». Область перегруппировки частиц на локальном уровне (мезоскопическом) названа сдвиговой трансформационной зоной. Внутреннее состояние сдвиговой трансформационной зоны характеризуется разницей величин ее плотности в начале и в конце зоны.

На рисунке 2 показаны результаты расчета методами молекулярной динамики.

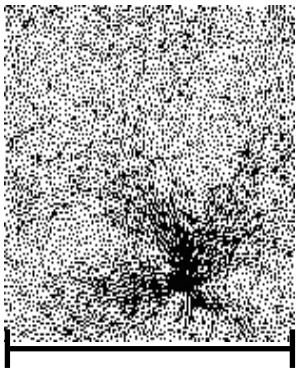


Рис.2. Картина распределения полей упругих напряжений, полученная методом молекулярной динамики [Maloney C., Lemaitre A., Universal Breakdown of Elastisity at the onset of Material Failure // Phys/ Rev. Lett. 2004, V. 93, № 19, P. 195501(1-4)].

Рис.3. Модель «веретена»: линия показывает направление оси приложения нагрузки и атомные перемещения относительно вокруг этой оси [Maloney C., Lemaitre A., Universal Breakdown of Elastisity at the onset of Material Failure // Phys/ Rev. Lett. 2004, V. 93, № 19, P. 195501(1-4)].

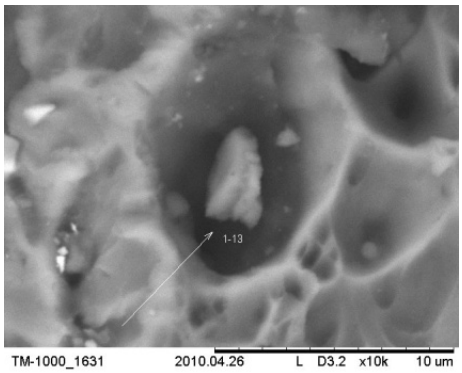


Рис. 3а. Изображение в сканирующем электронном микроскопе пластически деформированного на разрыв сплава АД31 частица в «кратере»

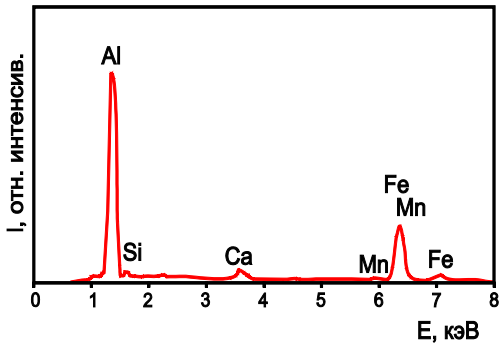


Рис. 3б. Энергодисперсионный спектр частицы с рисунка 3а

Мы считаем, что движение атомов под ударной нагрузкой должно происходить не по прямой, а по винтовой трубе.

В работах Васильева показано, что в областях скопления дислокаций, во-первых, не может быть правильного периодического расположения атомов, а во-вторых, в таких областях происходит образование жидкоподобного и, даже газообразного состояния в областях локализации напряжения.

Автор [4] приводит оценку энергии дисклинаций $E_\Omega \sim \mu H^2 \Omega^2$ (E_Ω-упругая энергия дисклинации на единицу ее длины, H - характерный размер тела, Ω -угол поворота). И это энергия образования дисклинаций составляет тот же порядок, что и энергия образования жидкотекучего состояния.

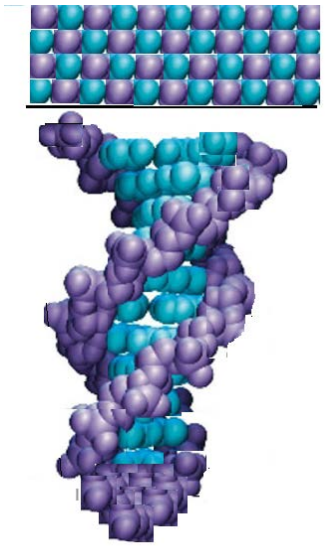


Рис. 4. Модель винтообразного движения сдвиговой трансформационной зоны, поясняющая восходящую диффузию в сплаве АД31.

Автор [5] создал модель разномасштабного массопереноса, согласно которой макроскопическое течение материала происходит благодаря индуцированному зарождению фаз под действие внешних нагрузок. Зарождение фаз генерируется в точках дислокационного скопления и других зонах локализации деформации когерентным и некогерентными способами.

На рисунке 4 предлагается схема подобного процесса для объяснения эффекта выталкивания атомов марганца и железа в сплаве АД31 под действием динамической нагрузки. На дне винтового конуса образуется частица, сформировавшаяся в процессе фазового превращения, инициированного нагрузкой. Эта частица формируется из отдельных кластеров, движущихся по винтовой траектории. Кластеры, обогащенные марганцем или железом зарождаются в местах скопления дислокации и формирования трещины.

Оценочный расчет такой модели привел к тому, что частицы новой фазы могли сформироваться путем переключения химических связей и продвигаться по винтовой траектории в результате направленной ускоренной диффузии со скоростью порядка $4{,}5 \cdot 10^3$ м/с.

Список литературы

1. Сандитов Д. С. Условие стеклования жидкостей и критерий плавления Линдемана в модели возбужденных атомов // ДАН. 2003. Т. 390. № 2. С. 209–213.

2. Томпсон Д.М., Неустойчивости и катастрофы в науке и технике, М. Мир, 1985, 289

3. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д., Пацева Ю.В. Ведущие механизмы самодиффузии в двумерных металлах // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. - 2004. - №2. - С. 124-129

4. Киселев С.П. Модель упругопластического деформирования материалов на осгове калибровочной теории дефектов с учетом диссипации энергии //Прикладная механика и теоретическая физика.-2004.-Т.45.-№2.- С.177-187.

5. Levitas V. I., Henson B. F., Smilowitz L. B. and Asay B. W. Solid-solid phase transformation via internal stress-induced virtual melting, significantly below the melting temperature. Application to HMX energetic crystal. //J. Physical Chemistry. – B. – 2006. - Vol. 110. - No. 20. – PP. 10105-10119.

УДК 669-154:544.022.53

ИССЛЕДОВАНИЕ СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ПЕНОМЕТАЛЛОВ

Полещук К.О.,
научный руководитель канд. тенх. наук Казаков В.С.
Сибирский федеральный университет

Пенометаллы — это новый класс материалов с низкой плотностью и новыми физическими, механическими, тепловыми, электрическими и акустическими свойствами. Эти металлы или сплавы ячеистого строения. Состоят из тонких металлических оболочек, заполненных газом.

Первая информация о пористых металлах появилась еще в 90-х годах прошлого века. Внимание к новому виду материала привлекла его необычайно малая плотность: от 0,4 до 1 грамм на кубический сантиметр. Из-за этой малой плотности новый материал оказался практически водоплавающим. Технология получения такого пенометалла отрабатывалась на алюминии, олове, цинке, латуни, бронзе.

Пенометаллы обладают целым комплексом**свойств**: сетчато-ячеистая структура, высокое значение открытой сообщающейся пористости 80–97 %, канальная пористость, вибростойкость, равномерное поглощение энергии при деформации, высокая газопроницаемость, малое гидравлическое сопротивление.

Существует несколько различных **способов получения металлических пористых материалов**. Рассмотрим некоторые из них, нашедшие применение в промышленных масштабах.

1. Продувка газом сквозь расплавленный Al–SiC или Al–Al_2O_3 сплав. Этот метод применим для Al и Mg сплавов. Данный метод наименее дорогостоящий и с его помощью получают пеноалюминий с относительной плотностью 0,03...0,1 и диаметром пор 5...20 мм. Схема действия показана на рис. 1.

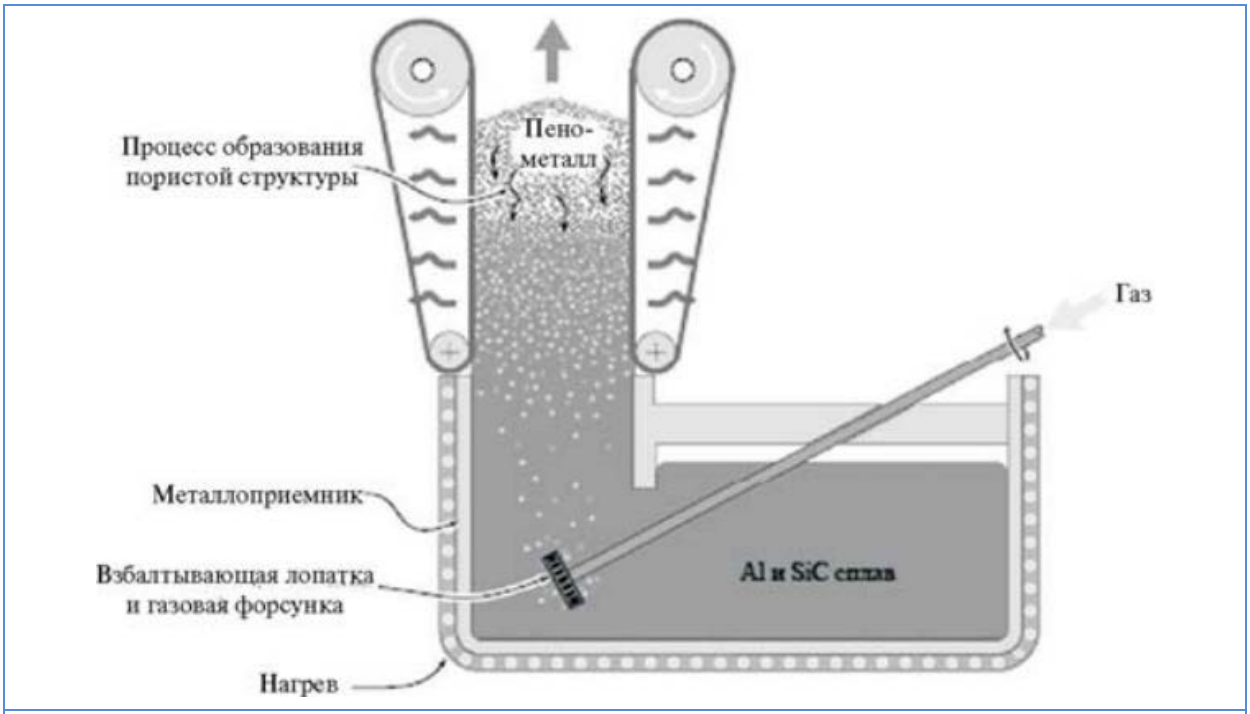
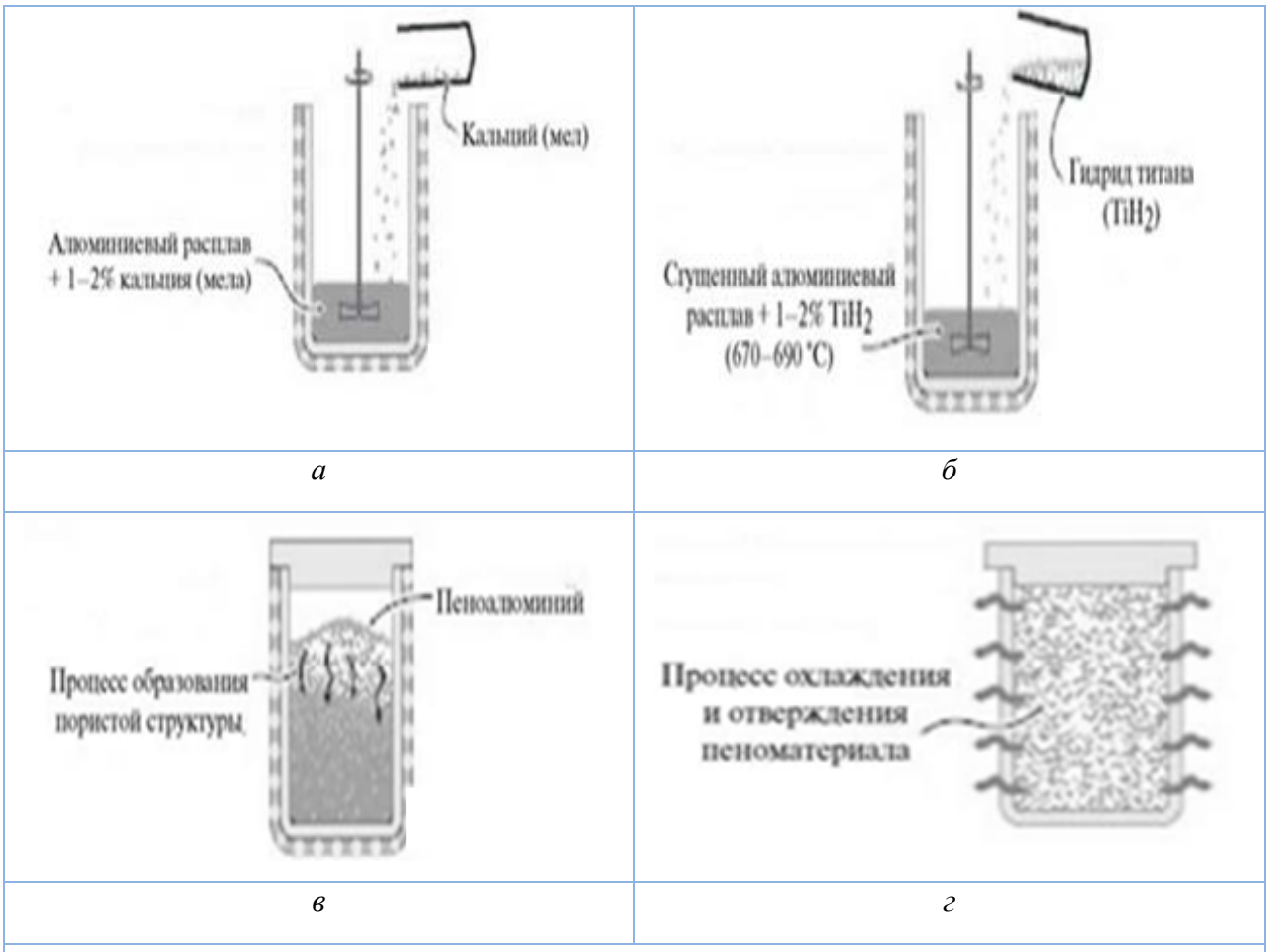


Рис. 1. Получение пеноалюминия методом продувки жидкого металла газом

2. Ввод гидрида титана (TiH_2) в расплавленный алюминиевый сплав с последующим динамическим перемешиванием, нагреванием и контролем давления во время охлаждения полученного материала.

Подобный метод применим для алюминиевых сплавов. Объемные частицы кальция и титана, добавленные в расплав в конечном счете определяют относительную плотность и, в совокупности с условиями охлаждения, размер пор. Размер пор может варьироваться от 0,5 до 5 мм в зависимости от содержания TiH_2 и условий охлаждения. Принцип метода показан на рис. 2.



а *б*

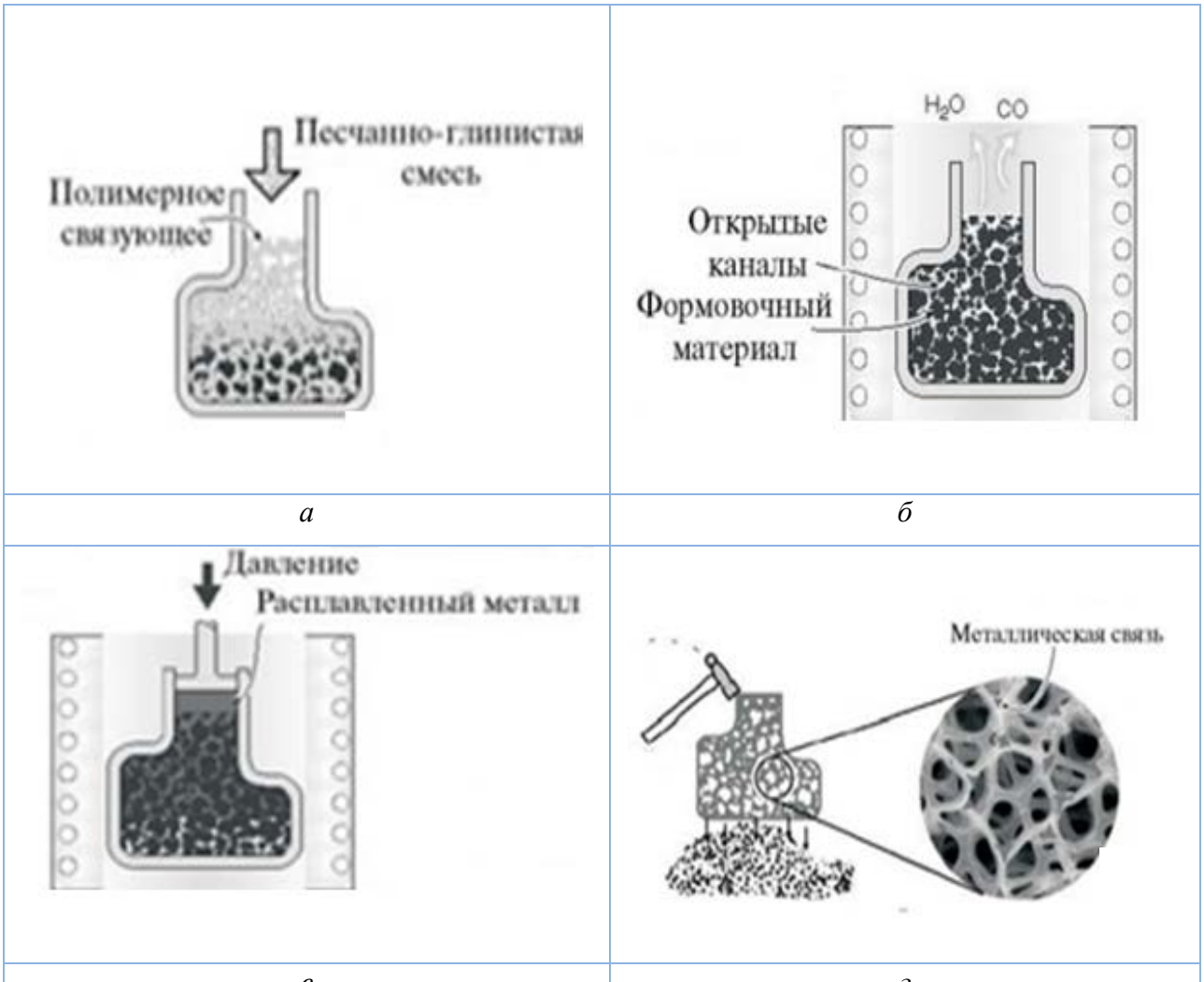
в *г*

Рис. 2. Метод получения пеноалюминия с использованием гидрида титана: а — повышение вязкости; б — ввод гидрида титана; в — вспенивание материала; г — охлаждение полученного материала

3. Смешивание в литейной форме песчано-глинистой смеси и полимерного порошка с последующим выжиганием частичек полимера и наполнение под давлением литейной формы расплавленным металлом. Подобный метод применим для Al, Mg, NiCr и Cu сплавов.

Если рассматривать технологический процесс с самого начала, то перед непосредственным получением пористого материала создают полимерный пористый материал (шаблон для последующего пенометалла) с открытыми порами с желаемой относительной плотностью и размерами пор. Для этого в литейную форму засыпают песчано-глинистую смесь и полимерные компоненты, затем смесь тщательно

перемешивается. Литейную форму сзаформованной смесью начинают подогревать, песчано-глинистая смесь отвердевает, при этом происходит дегидратация смеси и выделение углекислого газа. Далее в литейную форму с полученной смесью нагнетают расплавленный металл под давлением. После полного проникновения расплава в смесь немного увеличивают температуру. В результате полимерные компоненты расплавляются, а их объем занимает расплавленный металл. Далее литейную форму охлаждают, извлекают из нее формованное изделие и удаляют песок путем вибрации. Остальные методы целесообразно опустить в связи с их промышленной нераспространенностью и ограниченной применимостью к алюминиевым сплавам. Схема метода представлена на рис.3.



а *б*

в *г*

Рис. 3. Получение пеноалюминия методом литья по выплавляемым моделям: а – подготовительное формование; б – выжигание; в – пропитывание металлом; г – удаление формовочного материала

В последние годы наблюдается значительный интерес к разработке новых составов и технологий получения пеноалюминия, что объясняется наличием у изделий из этого материала необычного комплекса свойств: низкая плотность, высокий уровень удельных свойств, низкие значения коэффициентов тепло- и электропроводности,

высокая сопротивляемость воздействию огня, экологическая чистота, способность эффективно поглощать энергию удара.

В настоящее время пеноалюминий получают разными способами (жидкофазным и твердофазным) и в основном из первичных материалов. Один из твердофазных (или порошковых) методов, а именно **механическое легирование**, может быть перспективным для внедрения в производство пеноалюминия.

Этот метод заключается в обработке порошкообразных компонентов и их смесей различного состава в высокоэнергетических мельницах и последующей консолидации, вновь сформировавшейся активированной смеси, для получения полуфабриката или готовой детали.

Еще одним преимуществом данного метода является возможность использования отходов производства и лом алюминиевых сплавов, что значительно удешевляет производство (сырьевая составляющая в стоимости производства снижается от 45–65 %).

Область примененияпенометаллов. Рассмотрим её на примере открытоячеистого алюминия.Он используется в конструкциях шумоглушителей, в качестве фильтров. Ими можно отделять твердые частички, например сажи, от жидкостей или газов.Вследствие развитой внутренней поверхности в комбинации с хорошей проницаемостью пористый алюминий может использоваться в качестве несущей решетки для катализаторов.

Пенометалл можно применять как гаситель энергии удара, так как он имеет энергопоглощающую способность, в несколько раз превышающую подобное свойство обычного металла. Это позволит использовать данные материалы в автомобилестроении. Перспективны для создании крупногабаритных металлоконструкций, так как имеют низкую плотность и достаточно высокую прочность. Легкая военная амуниция, детали самолетов и космических аппаратов, шумо- и виброизоляция.

Главное достоинство пеноматериалов заключается не в каком-либо одном уникальном свойстве, а в уникальной совокупности характеристик, что позволяет создавать принципиально новые продукты и технологии.

Разработка новых научно обоснованных технологий получения и технологий обработки пенометаллов позволит перейти от лабораторных объемов производства к промышленным масштабам, что позволит значительно снизить стоимость изделий и расширить их область применений.

На данный момент не сформированы однозначно выраженные потребности в пенометаллах, а также нет как таковых общих стандартов, нормативов и правил в отношении данных материалов. Решением данной проблемы являются дальнейшее исследование пенометаллов, разработка на них нормативной документации, стандартов, и формирование широкого спроса на вышеуказанные материалы.

Список литературы

1. Пеноматериалы, их виды, свойства, применение – [Электронный ресурс] – Режим доступа –URL: http://ekokataliz.ru/files/penomaterials.pdf

2. Корабли из… воздуха – [Электронный ресурс] – Режим доступа –URL: http://gazeta.zn.ua/SCIENCE/korabli_iz_vozduha.html

3. Бутарович Д.О., Смирнов А.А., Рябов Д.М. Пеноалюминий как энергопоглощающий материал и его механические свойства. – 2011.

УДК 621.79

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА НА ОСНОВЕ СЛОИСТОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА КАРТРИДЖА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СМЕСИТЕЛЯ.

Растовцев П.А.
Сибирский Федеральный университет

Слоистые композиционные материалы на основе пенометалла и монолитного металл, являются новым перспективным видом конструкционных материалов для энергетической, автомобильной, химической, авиационной, космической промышленностей и медицине.

Уникальные свойства нового слоистого композитного материала, такие как, электропроводность, высокие прочностные показатели, стойкость к агрессивным средам, пористая однородная структура, стойкость к термоциклированию, позволяют его применять в качестве картриджа газовых, жидкостных и комбинированных высокотемпературных смесителей.

Рисунок 1. Модель высокотемпературного смесителя

Данные смесители широко применяются в химической и нефтяной промышленности. Узлы из нового композиционного материала позволяют увеличить срок службы изделия, уменьшить габаритные размеры, уменьшить энергозатраты при производстве прибора и его эксплуатации (рис. 1).

Главным узлом изделия, является картридж, который смешивает исходные газы, жидкости или их смесь до нужной консистенции (рис. 2). Основной трудностью изготовления картриджа, является необходимость соединения пенометалла с монолитным металлом, являющимся разделительным элементом.

Проведенный анализ методов получения неразъемного соединения пористого металла со сплошным показал, что в настоящее время существуют технологии: - склеиванием, - пайкой, - сваркой, - жидкофазным спеканием.

Методами сварки достигаются наиболее высокие значения прочности соединения, но при этом неизбежно нарушается структура пенометалла в месте соединения. Также при сварке сложно получить соединение по всей площади контакта. Методы пайки в значительно большей степени удовлетворяют этому требованию, но, как правило, имеют ниже значения прочности и теплостойкости и технологически осложняются применением флюсов и тщательной подготовкой соединяемых деталей. Получение клееных соединений обычно не вызывает технологических и

конструктивных сложностей но ограничено ввиду низких значений прочности и теплостойкости.

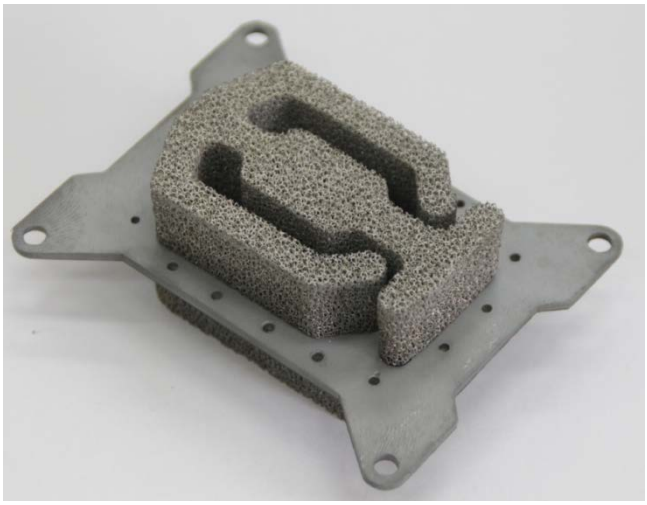


Рисунок 2. Натурная модель картриджавысокотемпературного смесителя

Наиболее перспективный способ, применимый нами, для соединения пористого металла сосплошным, является жидкофазное спекание (рис. 3).

Данный метод позволяет получать соединения разнородных материалов и металлов в различных сочетаниях сложной геометрической конфигурации. Технология жидкофазного спекания позволяет получать соединения по основным физическим параметрам, не уступающим свойствам соединяемых материалов. Температурные и механические воздействия в технологическом процессе не приводят к снижению эксплуатационных характеристик самих соединяемых материалов (температура образования соединения не превышает оптимальную температуру термообработки основного материала, а давление не приводит к формоизменению узла соединяемых деталей).

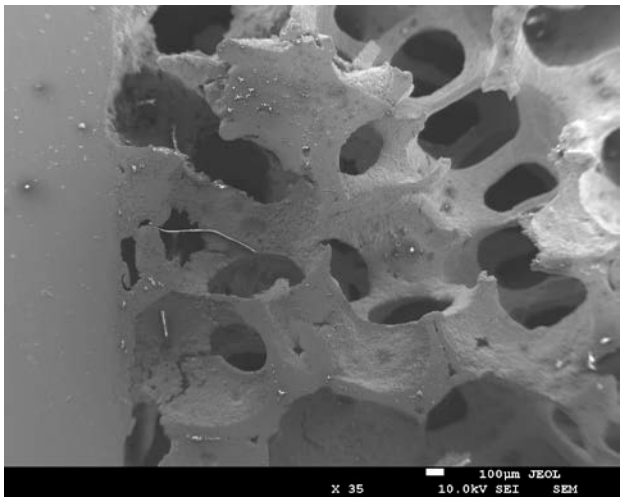


Рисунок 3. Микроструктура участка соединения Ст3 и Ni (PPI 60), полученная жидкофазным спеканием

Для производства картриджа высокотемпературного смесителя методом жидкофазного спекания, разработано приспособление. Приспособление позволяет

точное позиционирование пенометалла на монолитной разделительной пластине, производить двух стороннее диффузионное соединение (жидкофазное спекание) пенометалла с монолитом (рис. 4).

Эксцентриковый поджим обеспечивает быструю и точную фиксацию картриджа в приспособлении, и безотказность работы при длительном термоциклировании.

Рисунок 4. Приспособление для изготовления моделей элементов картриджа высокотемпературного смесителя

В ходе работы разработаны технологические режимы жидкофазного спекания.

Перед началом работы необходимо удалить окисную пленку с соединяемых поверхностей, смочить поверхности жидким галлием.Нанести на соединяемые поверхности равномерный слой диффузионнойпрослойки толщиной не более 0,3 мм и соединить пенометалл с монолитным металлом.

Закрепить детали в приспособлении с давлением на 3–4 Мпа (рис. 4). Спекать при температуре 200 °С в течение 20 часов. Термообработка соединения 6 ч при температуре 500 ºС.

Полученные соединения успешно прошли испытания предъявляемых по техническому заданию к данному типу изделий.

Список литературы

1.Темных В. И., Казаков В. С, Темных Е. В., Растовцев П. А. // Взаимодействие композиционных составляющих галлиевых паст-припоев // Межрегиональный научный журнал Вестник СибГАУ имени академика М.Ф.Решетнева, 2010. № 6(32).

2.Растовцев П. А. //Производство пенометаллов//Сборник материалов VII Всероссийская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых.Красноярск, ИПК СФУ 2011.

3. Казаков В.С., Темных Е.В., Растовцев П. А., Потехина Е.А. // Многокомпонентные композиционные галлиевые пасты-припои // Научный журнал Сибирского федерального университета. Серия Техника и технологии. Том 3. 2012. с 285-293.

УДК 621.79

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА СЕКЦИИ ТОПЛИВНОГО ЭЛЕМЕНТА НА ОСНОВЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПЕНОМЕТАЛЛ – МОНОЛИТНЫЙ МЕТАЛЛ.

Растовцев П.А., Михайлова Д. С.
научный руководитель канд. техн. наук, Казаков В. С.
Сибирский Федеральный университет

Топливные элементы впервые начали применяться в космической отрасли, но в настоящее время область их применения непрерывно растет. Их применяют в электростанциях, в качестве автономных источников тепло- и электроснабжения зданий, в двигателях транспортных средств, в качестве источников питания ноутбуков и мобильных телефонов.

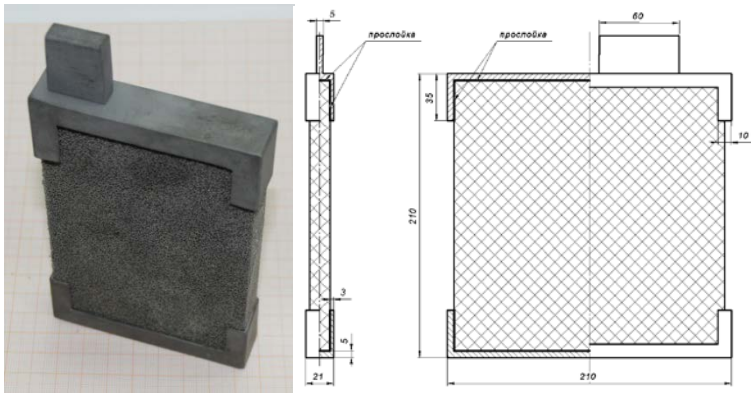


Рисунок 1. Секция топливного элемента

Принцип действия основан на превращении химической энергии топлива в электричество, минуя малоэффективные, идущие с большими потерями, процессы горения. Это электрохимическое устройство в результате высокоэффективного «холодного» горения топлива непосредственно вырабатывает электроэнергию.

Разработанный топливный элемент состоит из секций, представленных на рисунке 1.Основой секции является пеноникель (пенометаллпористостью PPI 60) (рис. 2) соединённый с двух сторон вставками из Ст 3.

Пенометаллы, новые, малоизученные конструкционные материалы с огромным потенциалом применения. Развитие новых технологий получения вспененных металлов с невысокой стоимостью, позволяют внедрять их в массовом производстве. Немаловажным свойством нового материала, является возможность повторной переработки и экономии природных ресурсов.

Создание секции топливного элемента на основе композиционного материала осложнено сложной технологией получения и соединения в различных сочетаниях, в виде конечных изделий с исходной структурой пористого материала.

Проведен анализ существующих технологий получения слоистого композиционного материала на основе соединений пористых металлов. Из анализа следует, что наиболее перспективный способ для соединения пористого металла смонолитным, является жидкофазное спекание. Данный метод позволяет получать соединения разнородных материалов и металлов в различных сочетаниях, по основным физическим параметрам, не уступающим свойствам соединяемых материалов.

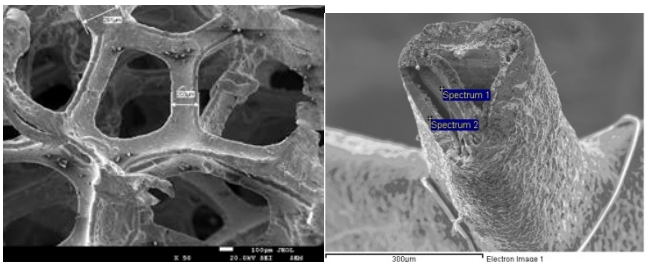


Рисунок 2. Микроструктура пеннометалла

Температурные и механические воздействия в технологическом процессе не приводят к снижению эксплуатационных характеристик самих соединяемых материалов (температура образования соединения не превышает оптимальную температуру термообработки основного материала, а давление не приводит к формоизменению узла соединяемых деталей). Технология обеспечивает возможность соединения сложных конструктивных элементов. Полученные механические свойства соединений могут быть существенно улучшены термообработкой за счет выделения дисперсных фаз и формирования композиционной структуры.

Рисунок 3. Приспособление для изготовления секций топливного элемента.

Разработано приспособление позволяющее производить 7 секций за один технологический этап, точное позиционирование пенометалла на монолитных пластинах, производить двух стороннее диффузионное соединение пенометалла с монолитом, предотвращает деформацию пенометалла (рис. 3).

По результатам исследований разработаны технологические режимы получения слоистого композиционного материала применяющийся в производстве секции топливного элимента.

Список литературы

1.Темных В. И., Казаков В. С, Темных Е. В., Растовцев П. А. // Взаимодействие композиционных составляющих галлиевых паст-припоев // Межрегиональный научный журнал Вестник СибГАУ имени академика М.Ф.Решетнева, 2010. № 6(32).

2. Казаков В.С., Темных Е.В., Растовцев П. А., Потехина Е.А. // Многокомпонентные композиционные галлиевые пасты-припои //Научный журнал Сибирского федерального университета. Серия Техника и технологии. Том 3. 2012.

УДК 665.775.4

СМОЛЫ ПИРОЛИЗА ДРЕВЕСНОЙ МАССЫ КАК СЫРЬЕ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ БИТУМА

Рыба Е.С., Щетникова Т.И.
научный руководитель докт. техн. наук Киселёв В.П.
Инженерно-строительный институт Сибирского федерального университета

Аннотация
Изучена возможность использования смолы пиролиза древесины в качестве сырья для модификации битума. Введение отстойной смолы пиролиза в битум позволяет снизить поверхностное натяжение между жидкой и твердой фазой, таким образом увеличив работу адгезии. Это приводит к снижению температуры приготовления асфальтобетонной смеси на 20–25°С ниже технологической.

В дорожно-строительной отрасли при получении асфальтобетонных смесей в качестве модификатора битума предложено использовать отстойную смолу пиролиза древесного остатка.

Отстойные водонерастворимые смолы пиролиза (ОСП), образующиеся в количествах около 10% при термодеструкции растительного сырья древесного происхождения при температурах выше 400°С [1–3], представляют собой достаточно многотоннажный отход производства древесного угля.Учитывая тот факт, что в ОСП присутствуют фенольные соединения, полифенольные, карбоновые кислоты, их эфиры, нейтральные соединения и другие, имеющие функциональные группы, характерные для поверхностно-активных веществ (ПАВ), следует ожидать проявление поверхностно активных свойств у данного вида смол. Кроме того, содержащиеся в ОСП фенолы способны в определенной степени обрывать процессы термоокислительной деструкции, происходящие при эксплуатации полимеров [2-5], что предопределяет их использование в качестве ингибиторов окислительных процессов.ОСП представляют собой липкую вязкую массу темнокоричневого цвета, не растворимую в воде, хорошо растворимую в органических растворителях и легко смешивающуюся с битумом в любых соотношениях.

В данной работе изучено влияние добавок ОСП на возможность модификации битума с целью улучшения сцепления модифицированного битума с щебнем.

Материалом для изучения смачивания битумом твердых поверхностей служили крупные пластины мрамора и гранита с отшлифованной поверхностью. Исследования проводили с материалом массой около 2 кг для поддержания возможно большего постоянства температуры. Поскольку в последнее время резко возрос интерес к получению активированных углей из древесных продуктов (высокая прочность к истиранию, отсутствие необходимости в гранулировании, высокая удельная поверхность, широкий спектр разных по размеру пор, в том числе наноразмерных пор и т.д.) в работе в качестве природных антиоксидантов использовали отстойную смолу пиролиза образцов древесного сырья, а именно древесины кедра влажностью 7-12%, полученную при термодеструкции материала при температуре 500 °С в инертной атмосфере. В работе использовали битум Ачинского НПЗ марки БНД90/130.

В таблице 1, представлены продукты получающиеся при пиролизе древесины при разных температурах.

Таблица 1. Выход продуктов пиролиза древесины (% масс. от а.с.н.).

Продукты пиролиза	Температурапиролиза, °С				
	100	200	400	450	500
Твёрдый остаток (древесныйуголь)	100	93,3	29,06	27,28	26,60
Надсмольная пиролизная вода	-	4,8	38,58	38,60	33,24
Отстойная смола пиролиза (ОСП)	-	-	6,46	8,06	5,92
Газы пиролиза*	-	1,9	25,90	26,06	34,24
* - Газы пиролиза представлены CO, CO_2, CH_4.					

Показатели сцепления исходного битума $БНД_{90/130}$ и битума, модифицированного ОСП, приведены в таблице 2.

Таблица 2. Показатели сцепления битума с добавками ОСП

Состав	Величина адсорбции красителя, мг/г	Величина поверхности минерального материала, покрытого битумом, %	Показательсцепления, %
Битум $БНД_{90/130}$исходный	0,0486	34,35	65,65
Битум $БНД_{90/130}$ +0,5% ОСП	0,0426	30,11	69,89
Битум $БНД_{90/130}$ +2,5% ОСП	0,0360	25,44	74,56
Битум $БНД_{90/130}$ +4,5% ОСП	0,0300	21,20	78,80
Битум $БНД_{90/130}$ +6,0% ОСП	0,0286	20,21	79,79

Как видно из представленных данных, сцепление модифицированного ОСП битума с мраморным щебнем значительно выше, чем исходного битума. Это можно объяснить большим количеством функциональных групп в ОСП, что и обусловливает высокую адгезию смол к минеральным материалам основных пород.

Для оценки смачивания различными образцами битума мраморной поверхности и гранитной поверхности был определен краевой угол смачивания по методу [6] при различных температурах.

Краевой угол смачивания достаточно точно определяет соотношение между работой адгезии (W_a) и когезии ($W_к$) по уравнению Дюпре [6-7]:

$$Cos\theta = 2 (W_a - W_к)/W_к.$$

Данные по оценки смачивания различными образцами битума мраморной поверхности и гранитной поверхности приведены в таблице 3.

Таблица 3. Влияние добавок ОСП на смачивание поверхности каменных материалов

Характеристика образца вяжущего	Значения краевого угла смачивания при температурах, °С					
	50	60	80	100	120	150
Битум $БНД_{90/130}$ исходный	136 142	106 110	48 67	32 48	24 28	16 18
Битум $БНД_{90/130}$ + 0,5% ОСП	120 130	86 102	42 48	28 42	-	-
Битум $БНД_{90/130}$ +2,5% ОСП	115 120	78 97	38 46	24 38	-	-
Битум $БНД_{90/130}$ +4,5% ОСП	110 115	60 86	32 34	20 28	-	-
Битум $БНД_{90/130}$ +6,0% ОСП	74 -	36 -	26 -	19 -	15 16	10 12

Примечание. В числителе значения краевого угла смачивания, определенные на мраморной подложке, в знаменателе - на гранитной подложке.

Из уравнения Дюпре и данных таблицы 3 видно, что при низких температурах (50–60°С) и при отсутствии или малом содержании ОСП величина краевого угла смачивания больше 90°. Это означает, что при данных условиях W_a меньше 0,5 $W_к$ и жидкая фаза не смачивает твердые поверхности минералов. Только при приближении температуры к технологической (120–150°С) или при добавлении в битум ОСП W_a становится больше 0,5 $W_к$ и происходит полное смачивание, а угол θ при этом стремится к нулю.

Следует отметить, что, как показали эксперименты, на гранитной подложке влияние добавок ОСП на смачивание поверхности меньше. Это обусловлено меньшим содержанием катионоактивных функциональных групп в составе смолы.

Таким образом, введение ОСП в битум, также как и при добавлении ПАВ любого класса, может снизить поверхностное натяжение между жидкой и твердой фазой, т. е. увеличить работу адгезии. Это позволяет улучшить перемешивание вяжущего и неорганических каменных материалов при температуре на 20–25°С ниже обычно используемлй по технологическому регламенту температуры и ,соответственно, снизить на 20–25°С технологическую температуру в асфальтосмесителе. .

Известно, что битум является одним из главных компонентов асфальтобетонных смесей, и его свойства напрямую влияют на качество готовой асфальтобетонной смеси. В таблице 4, приведены показатели прочности и водостойкости, асфальтобетонных смесей, приготовленных на исходном и модифицированном ОСП битуме (в разном процентном содержании ОСП в битуме).

Асфальтобетонные смеси на модифицированном вяжущем с использованием ОСП превосходят по показателям аналогичные показатели стандартной асфальтобетонной смеси. Наилучшие показатели соответствуют содержанию смолы в вяжущем в количестве 1,5-5,0 % масс. Это свидетельствует о более эффективном воздействии смолы на формирование плотной структуры асфальтобетона. Снижение коэффициента длительной водостойкости до 0,71 наблюдается только при увеличении содержания ОСП более 8,0 % масс. Это тоже вполне объяснимо, так как ОСП

выполняет роль не самого вяжущего, а модификатора свойств, в основном по принципу действия ПАВ. При повышенном содержании ОСП смола начинает разжижать и пластифицировать битум.

Таблица 4. Физико-механические показатели асфальтобетонных смесей с использованием битума, модифицированного смолами пиролиза древесной массы.

Номеро бразца	Состав композиционного вяжущего для приготовления асфальтобетона. *	Предел прочности при сжатии сухих образцов, МПа			Коэффициен-ты водостой-кости	
		$R_{20}{}^0C$	$R_{50}{}^0C$	$R_0{}^0C$	$К_в$	$К_{вдл}$
1	Битум БНД90/130	3,00	1,40	6,40	0,90	0,72
2	Битум+0,5 % ОСП	3,26	1,34	5,71	0,92	0,79
3	Битум+1,0 % ОСП	3,56	1,58	5,52	0,99	0,83
4	Битум+1,5 % ОСП	3,70	1,60	5,45	1,08	0,84
5	Битум+2,0 % ОСП	4,10	1,80	5,64	1,13	0,85
6	Битум+5,0 % ОСП	3,90	1,3	5,83	0,95	0,80
7	Битум+8,0 % ОСП	3.20	1.05	5,91	0,85	0,71

* Содержание вяжущего во всех образцах - 7,0 % масс. (сверх 100).

Таким образом, отстойную смолу пиролиза древесных продуктов, образующуюся в качестве отхода при получении активированного угля, предлагается использовать в качестве модификатора битума в производстве дорожных асфальтобетонных смесей. Водонерастворимая смола пиролиза повышает качество асфальтобетонных смесей: физико-механические прочностные свойства, водоустойчивость и устойчивость к термоокислительной деструкции, способствуя образованию плотной низкопористой структуры асфальта.

Список литературы

1. Оффан, К.Б. Закономерности пиролиза скорлупы кедровых орехов с образованием древесного угля в интервале температур 200-500°С / К.Б. Оффан, В.С. Петров, А.А. Ефремов //Химия растительного сырья. – 1999. - №2. – С. 61-64.

2. Оффан, К.Б. Продукты термокаталитического окисления скорлупы кедрового ореха / К.Б. Оффан, В.С. Петров, А.А, Ефремов //Химия растительного сырья. – 2001. - №4. – С.35-37.

3. Равич, Б.М. Комплексное использование сырья и отходов / Б.М. Равич, В.П. Окладников, В.Н. Лыгач. – М.: Химия, 1988. - 288с.

4. Ефремов А.А. Исследование состава жидких и газообразных продуктов пиролиза скорлупы кедровых орехов / А.А. Ефремов, К.Б. Оффан, В.П. Киселёв // Химия растительного сырья. – 2002. - №3. – С. 43-47.

5. Николов Н. Синтез и применение аминоолигомеров в качестве адгезионных добавок в дорожные битумы / Н.Николов, Е.Проданов. // Постица, 1996, вып. 35, № 3, с. 11-13.

6. Киселёв В.П. Комплексное использование отходов химической переработки биомассы дерева и других вторичных ресурсов в производстве композиционных вяжущих и материалов, полученных на их основе. Дис. докт. техн. наук. - 2006.

7. Kalleru, R.K., Tidwtll, T., F.A.Aglevon, D.J.B.Boocock, M. Holysh// J.Wood Chem. and Technol. – 1987, v. 7, № 3, p/ 353-371.

УДК 620.171.32

АНАЛИЗ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ В ОТЛИВКАХ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОГО КОКИЛЬНОГО ЛИТЬЯ

Сайфетдинова Ю. Р.,
научный руководитель ст. науч. сотр. Ларионова Н. В., Лукин Р. С.
Сибирский Федеральный Университет

Требования к служебным и технологическим свойствам отливок в настоящее время повышается. Как известно, процесс кристаллизации охлаждающего расплава является ответственным за получение множество свойств отливок. Служебные и технологические свойства зависят от кристаллического строения отливки, а именно от скорости роста, числа, преимущественной ориентации кристаллов при охлаждении расплава.

Улучшение качества отливок и получение их с заданными свойствами является одной из важных проблем управления процессом формирования отливки вообще и её кристаллического строения в частности. При рассмотрении процесса формирования отливки необходимо учесть кинетику процессов зарождения и роста кристаллов. Однако особенности теплообмена между расплавом и литейной формой, также играют не малую роль в процессе формирования отливки, а именно: геометрические и физические свойства отливки и формы, характер течения жидкого расплава, выделение теплоты кристаллизации в материале отливки, особенности механизма процесса затвердевания охлаждающего сплава, изменение теплофизических коэффициентов материалов отливки и формы и т.д.

В настоящее время для анализа теплофизических процессов в отливке, проходящих при ее охлаждении, существует несколько методов исследований (аналитический, экспериментальный, численное моделирование).

Изучение теплообмена между формирующейся структурой отливки, гарнисажа и кокиля проводился с применением программного комплекса ANSYS. Применяя программу ANSYS, можно провести фазовый анализ кристаллизующейся отливки при различных условиях охлаждения.

Как известно при ЭКЛ, не происходит перемешивания металла и шлака, вследствие того, что температура шлака выше, а значит выше и его жидкотекучесть. При заливке металла со шлаком на носик тигля и в кокиль первым попадает шлак, а затем металл, покрытый сверху ламинарным потоком шлака. При попадании металла и шлака в форму, шлак перемещая снизу вверх, покрывает стенки изложницы гарнисажем, вытесняется в верхнюю часть и обогревает отливку в процессе кристаллизации металла, создавая большое термическое сопротивление. Применяя жидкий перегретый шлак, можно отказаться от использования защитных покрытий внутренней поверхности кокиля и от устройств, обогревающих верхнюю часть отливки.

Влияние теплового поля на формирующуюся структуру кристаллизации отливки, полученной электрошлаковым литьем оказывает исключительное значение. Во-первых, имеются большие возможности изменения скорости охлаждения отливки при кристаллизации в кокиле, а именно способы внешнего охлаждения, изменение толщины стенок и дна формы, увеличение слоя гарнисажа и т.д. Во-вторых, тепловое состояние кокиля является одним из решающих факторов его долговечности. Важной теоретической и практической задачей является изучение теплообмена между формирующейся структурой отливки, гарнисажа и кокиля.

Расчеты проводились по оптимизации охлаждения отливок при электрошлаковом кокильном литье с целью исследования влияния скорости кристаллизации на структуру охлаждаемой отливки. Для этого была составлена расчетная схема кристаллизующейся отливки при ЭКЛ. Использовались следующие исходные данные: толщина боковой стенки кокиля – 50 мм; толщина донной части – 60 и 120 мм соответственно; толщина гарнисажа – 1,5 мм; толщина шлака над отливкой – 20 мм и 60 мм соответственно; диаметр отливки – 200 мм; высота отливки – 100 мм.

Для расчета использовались такие данные: коэффициент теплопроводности расплавленного металла 27 Вт/м град; шлака 1,16 Вт/м град при температуре заливки, плотность металла и шлака 7495 кг/м3 и 2800 кг/м3 соответственно. Задавались начальные условия: температура заливки жидкого металла 1560 °С, температура окружающей среды 20 °С, коэффициенты теплоотдачи с поверхности шлака, кокиля. Перенос тепла осуществлялся через стенки изложницы, покрытые слоем гарнисажа. Скорость охлаждения отливки изменялась в зависимости от изменения геометрических размеров изложницы, толщины шлаковой надставки, а также дополнительным охлаждением боковой, либо донной части стенок кокиля.

В результате расчета получены данные, позволяющие сделать заключение: при заливке расплавленного металла под слоем шлака в кокиль происходит охлаждение шлака у стен изложницы в первые 30 сек. до температуры примерно 1046 °С, что приводит к образованию гарнисажа. Одновременно интенсивно нагреваются внутренние стенки изложницы, и происходит увеличение температуры до 500 °С от начала соприкосновения с жидким шлаком и металлом (рис. 1), а затем, спустя время, температура снижается.

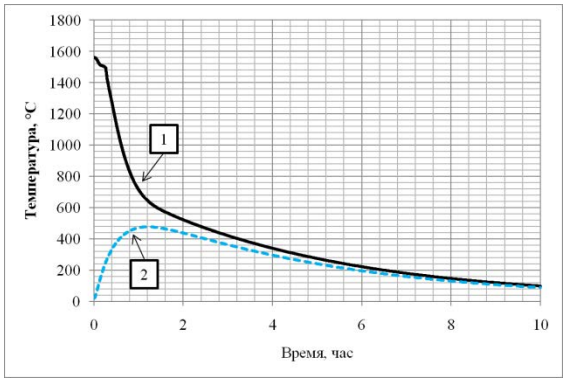


Рисунок 1. Зависимость температуры отливки (1) и внутренней стенки кокиля (2) от времени охлаждения.

Анализируя график, можно спрогнозировать структурное состояние металла, морфологию распределения фаз, их тип и форму.

Список литературы

1. Использование программы ANSYS для моделирования тепловых полей в процессе кристаллизации отливки при электрошлаковом литье / Г.Н. Бояркин и др..// сб. тр. I-й конф: пользователей программного обеспечения CAD-FEM GmbH Москва, 2002. - С. 420 - 422.

2. Патон Б.Е. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла /Медовар Б.И., Шевцов В.Л., мартын В.М. и др.; Под ред. Патона Б.Е., Медовара Б.И. Киев.: Наук, думка, 1988. - 214 с.

УДК 536.111

ТЕПЛОВОЕ РАСШИРЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ОБРАЗЦА

Сакенова Римма Ерболаткызы

Научные руководители: внс, д.ф.-м.н Института физики имени Киренского, г.Красноярск, Россия- Горев Михаил Васильевич, Д.ф.-м.н. ВКГУ имени С.Аманжолова, г. Усть-Каменогорск-Квеглис Людмила.Иосифовна.

Восточно-Казахстанский Государственный Университет имени С.Аманжолова, г. Усть-Каменогорск

Введение

Тепловое расширение представляет собой изменение размеров тела в процессе изменения его температуры. В твердых телах тепловое расширение связано с несимметричностью (ангармонизмом) тепловых колебаний атомов, благодаря чему при изменении температуры меняется среднее равновесное положение атомов друг относительно друга (межатомные расстояния). И это приводит к изменению объема твердого тела.

Степень изменения объема характеризуется объемным коэффициентом теплового расширения β:

$$\beta = \frac{1}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial T}\right)_p ,(1)$$

где V – начальный объем тела.

Коэффициент теплового расширения — это относительное измерение длины образца или объема материала, отнесенное к единице температурной шкалы. Экспериментально значение коэффициента объемного расширения измеряется не при определенной температуре, а в некотором температурном интервале. При этом соотношение (1) записывается в виде

$$\overline{\beta} = \frac{1}{V_1}\frac{\Delta V}{\Delta T} ,(2)$$

где $\overline{\beta}$ - среднее значение коэффициента объемного расширения в температурном интервале $\Delta T = T_2 - T_1$; T_2 и T_1 – конечная и начальная температуры интервала; $\Delta V = V_2 - V_1$ – соответствующее изменение объема.

Степень изменения линейных размеров тела при изменении температуры характеризуется линейными коэффициентами теплового расширения α. Для изотропных твердых тел коэффициент теплового расширения α не зависит от направления и равен β/3. Анизотропия кристалла приводит к анизотропии физических свойств, в том числе и к анизотропии теплового расширения. В этом случае линейный коэффициент теплового расширения, выражающий относительное изменение длины тела при изменении его температуры на один градус, определяется как:

$$\alpha_i = \frac{1}{l_i}\left(\frac{\partial l_i}{\partial T}\right)_p ,(3)$$

где l_i – начальная длина образца в измеряемом направлении.

Используя вышеизложенные рассуждения относительно $\overline{\beta}$, можно записать выражение для экспериментально определяемой величины коэффициента линейного теплового расширения

$$\overline{\alpha} = \frac{1}{l_1}\frac{\Delta l}{\Delta T}. \quad (4)$$

Тогда при $\Delta l = l$, 1 единица коэффициента линейного расширения = $l_i/(l_i \times \Delta T)$=1 K^{-1}.

Объемный коэффициент теплового расширения связан с коэффициентом линейного расширения следующим соотношением:

$$\beta = \frac{1}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial T}\right)_p = \frac{1}{l_1 l_2 l_3}\left(\frac{\partial (l_1 l_2 l_3)}{\partial T}\right) = \frac{1}{l_1}\left(\frac{\partial l_1}{\partial T}\right) + \frac{1}{l_2}\left(\frac{\partial l_2}{\partial T}\right) + \frac{1}{l_3}\left(\frac{\partial l_3}{\partial T}\right) = \alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3 \quad (5)$$

Средние значения коэффициентов расширения $\overline{\beta}$ и $\overline{\alpha}$, вычисленные по (2) и (4), совпадают с истинными значениями, определяемыми по (1) и (3), если коэффициент расширения является величиной постоянной или линейно зависит от температуры.

Приготовление образцов и методы измерений

Для измерения изменений длины образцов рекомендуется использовать дилатометр, изготовленный из плавленого кварца, а отсчет длины проводят с помощью датчика с соответствующей шкалой или линейного дифференциального трансформатора.

Для измерений теплового расширения использовалась образец длиной 17.76 мм, вырезанный из металлической полоски толщиной ~1 мм.

Тепловое расширение исследовалось в диапазоне температур 100-520 К на индукционном дилатометре NETZSCH DIL-402C в динамическом режиме со скоростями нагрева и охлаждения 3 К/мин. Измерения проводились в потоке сухого гелия. Для калибровки и учета теплового расширения измерительной системы использовались эталоны из плавленого кварца.

Коротко о приборе: Недавняя разработка - дилатометр DIL 402 PC сочетает легкость в эксплуатации, высокую адаптируемость к различным применениям и высокими показателями в одном инструменте. Оптимизированная конструкция системы измерения с индуктивным преобразователем предлагает высокий уровень воспроизводимости даже без внешнего охлаждения. Дилатометр DIL 402 PC с заменяемыми печами с температурными диапазонами до 1200°C и 1600°C применяется в различных областях изучения и разработки твердых материалов.

Дилатометр состоит из цилиндра, сделанного из материала с известным КТР, который закреплен одним концом и помещен в нагреватель. В конце цилиндра располагается образец. Напротив образца устанавливается стержень, сделанный из того же материала, что и цилиндр. Другой конец стержня соединяется с устройством, способным фиксировать даже очень малое изменение своего положения. Нагревание пространства вокруг образца вызывает его расширение, а также расширение цилиндра. Если КТР образца отличается от КТР материала аппаратуры, то конец стержня сместится на расстояние, зависящее от длины образца и разницы КТР образца и материала аппаратуры. Для определения истинного КТР образца необходимо вводить коррекцию на расширение материала аппаратуры.

Дилатометры серии *DIL*-402 являются дилатометрами горизонтального типа с толкающим стержнем. Внешний вид и устройство дилатометров зависит от рабочего диапазона температур. Его преимуществами являются широкий диапазон рабочих температур, различные виды прободержателей, различные газовые атмосферы в сочетании с высокой точностью и простотой эксплуатации. *DIL*-402*C* работает в соответствии с большинством общих стандартов, таких как *DIN* 51 045, *ASTM E* 831 *ASTM E* 228.

Экспериментальные результаты и обсуждение

Результаты измерений в 3 последовательных сериях показаны на рисунке. Из результатов исключены области температур, где наблюдаются переходные процессы системы регулирования теплового режима. В этих областях регистрируется небольшая "отрицательная" аномалия α(T), не имеющая отношения к фазовым переходам ("аппаратный эффект"). Значительные не воспроизводящиеся аномалии α(T) наблюдались при первом нагреве в области 250-290 K и при температурах 430.5 K и 452 K. Результаты второй и третьей серий (после пребывания образца при температуре 520 K) хорошо согласуются между собой. В этих сериях наблюдалась небольшая аномалия □ при 280 K и широкая аномалия вблизи 453 K. На рисование показаны результаты первой серии измерений в режимах нагрева и охлаждения (только до ~370 K. Ниже измерять в режиме охлаждения прибор не может!)

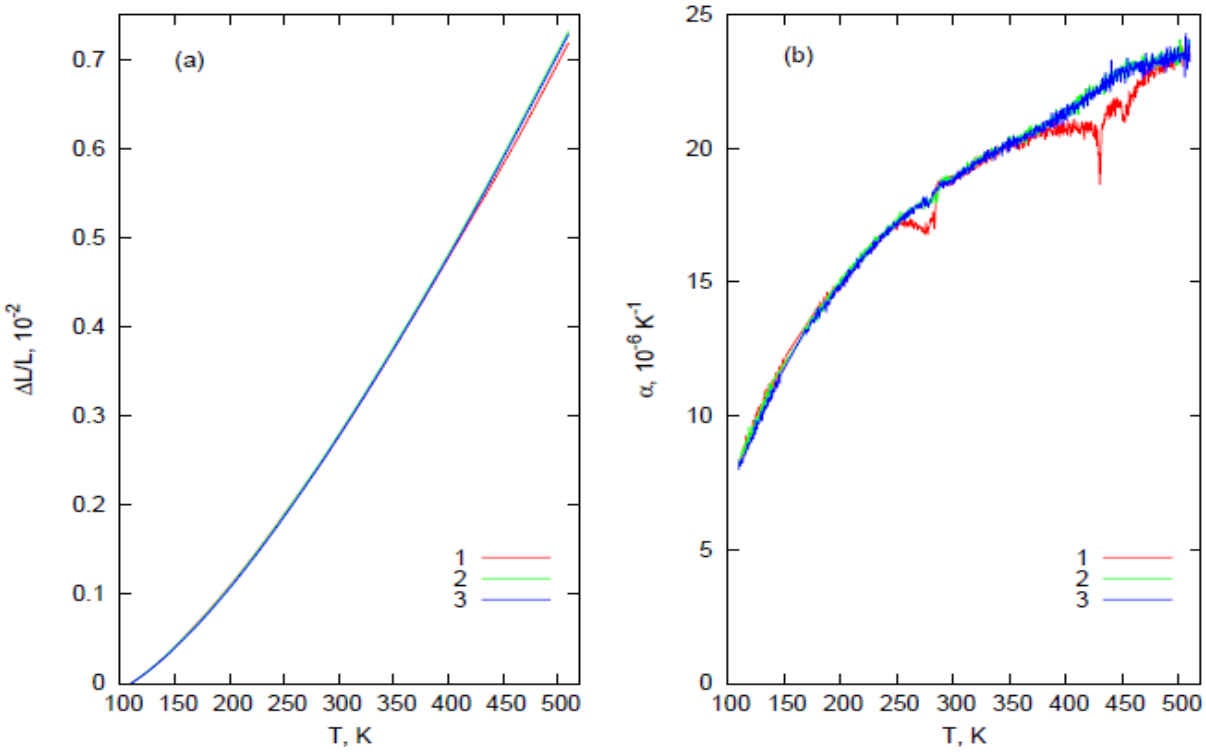


Рис. 1. Температурные зависимости деформации ΔL/L (a) и коэффициента теплового расширения α (b), измеренные в 3 последовательных сериях измерений.

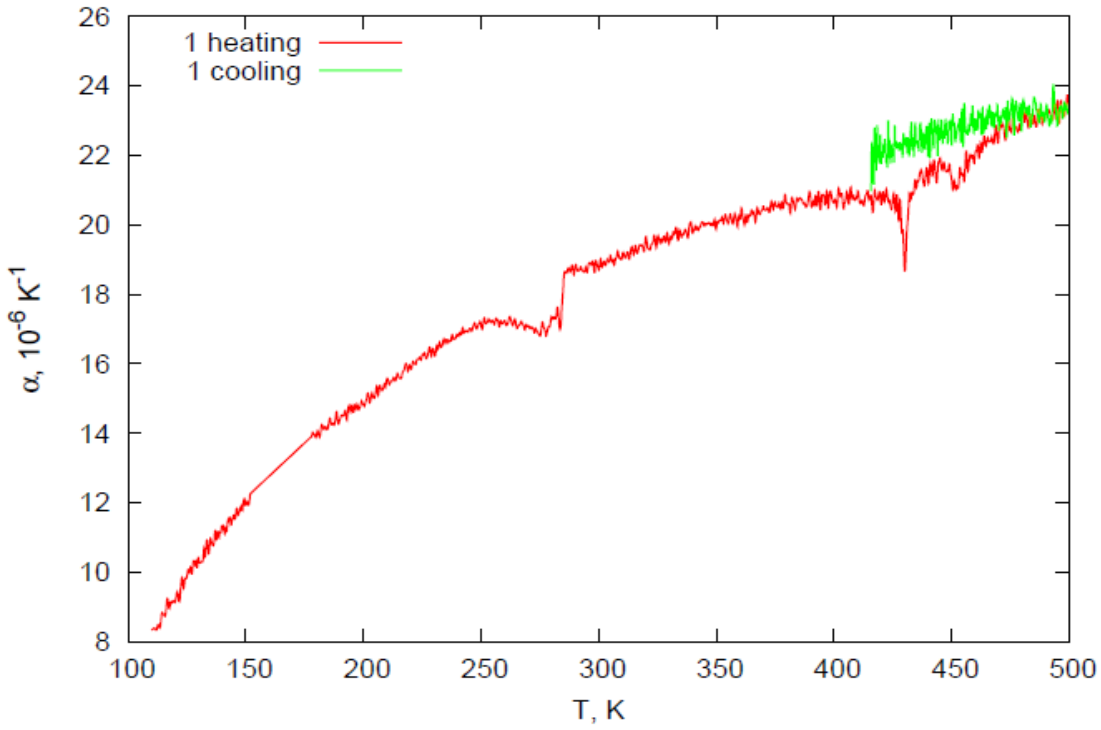


Рис. 2. Температурные зависимости коэффициента теплового расширения, α измеренные в режиме нагрева и охлаждения.

Данная установка использовалась для измерения дилатационных кривых при нагревании и охлаждении инваров и сплавов с памятью формы в различных структурных состояниях.

В качестве примера на рис.2 приведены кривые термического расширения для измерений теплового расширения металлической полоски толщиной ~1 мм.

Дальнейший мы хотим еще раз повторить измерения и выяснить влияние нагрева до высоких (около 300С) температур и влияние механического воздействия.

Список литературы

1. Горев М. В., Гекк П. И., Искорнев И. М., Кот Л. А., Гоняев В. С., Флеров И. Н., Черепанов В. А. Автоматизация измерений теплоемкости методом адиабатического калориметра в режиме непрерывного нагрева. // Измерительная техника. 1988. - № 8. - С. 33-34.

2. Горев М. В. Теплофизические исследования фазовых переходов и фазовых диаграмм перовскитоподобных соединений /М. В. Горев. – 2003.

3. Лившиц Б.Г. и др. Физические свойства металлов и сплавов, М.: Металлургия, 1980, с. 40.

4. Исследование зависимости коэффициентов термического расширения металла шва и сварочных шлаков от температуры в диапазоне 100–1000°С / М.Н. Игнатов, А.М. Игнатова, С.В. Наумов, Е.Е. Корниенко, А.Ю. Чумаченко // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2012. № 3. – С. 116–119.

5. Теплофизические исследования фазовых переходов и фазовых диаграмм перовскитоподобных соединений : Автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук / М. В. Горев. - Красноярск : [б. и.], 2003. - 37 с. - Б. ц.

УДК 539.422.33: 62-294-2

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ РЕЗАНИЯ ПРИ НАНООБРАБОТКЕ

Саклакова А. Е.,
научный руководитель старший преподаватель Кочкина Г. В.
Сибирский государственный аэрокосмический университет

Методом моделирования молекулярной динамики нанометрового процесса резания монокристаллического алюминия [1, 2] температура резания может быть рассчитана в предположении, что механическая энергия полностью переходит в тепловую и приводит к повышению температуры резания и кинетической энергии системы [3]. Вибрация решетки является основной формой теплового движения атомов. Каждый атом имеет три степени свободы. В соответствии с теоремой о равномерном распределении энергии по степеням свободы, средняя кинетическая энергия системы может быть выражена как:

$$\overline{E_k} = \frac{3}{2} N k_B T = \sum_i \frac{1}{2} m\left(V_i^2\right),$$

где $\bar{E}_k$ – средняя кинетическая энергия в равновесном состоянии, k_B – постоянная Больцмана. T – температура, m_i и V_i масса и скорость атома соответственно, и N – число атомов. Температура резания может быть выведена как:

$$T = \frac{2\overline{E_k}}{3Nk_B}.$$

На рис. 1 показано изменение температуры резания на режущем инструменте, смоделированное молекулярной динамикой.

Самая высокая температура наблюдается при режущей кромке; температура на боковой поверхности также выше, чем у передней поверхности. Распределение температуры показывает, что основным источником тепла служит место на поверхности раздела между режущей кромкой и обрабатываемой деталью, а тепло отводится к остальной части режущей зоны в заготовку и режущий инструмент. Причина заключается в том, что в большинстве процесс резания происходит на передней поверхности инструмента, дислокационные деформации обрабатываемых материалов переносят потенциальную энергию в кинетическую энергию и приводят к повышению температуры. Сравнительно высокая температура на задней поверхности инструмента, очевидно, вызвана трением между боковой поверхностью инструмента и заготовкой.

Энергия, выпускаемая за счет упругого восстановления обработанной поверхности, также вносит вклад в повышение температуры на задней поверхности инструмента. Несмотря на трение между передней поверхностью резца и стружкой, наибольшее количество теплоты с передней поверхности резца будет унесено вместе с удалением стружки. Поэтому температура на передней поверхности резца ниже, чем на режущей кромке инструмента и на боковой поверхности. Значение температуры показывает, что температура резания при обработке алмазов является довольно низкой по сравнению с обычным процессом резания, из-за низкой энергии резания, а также из-за высокой теплопроводности алмаза и материала заготовки.

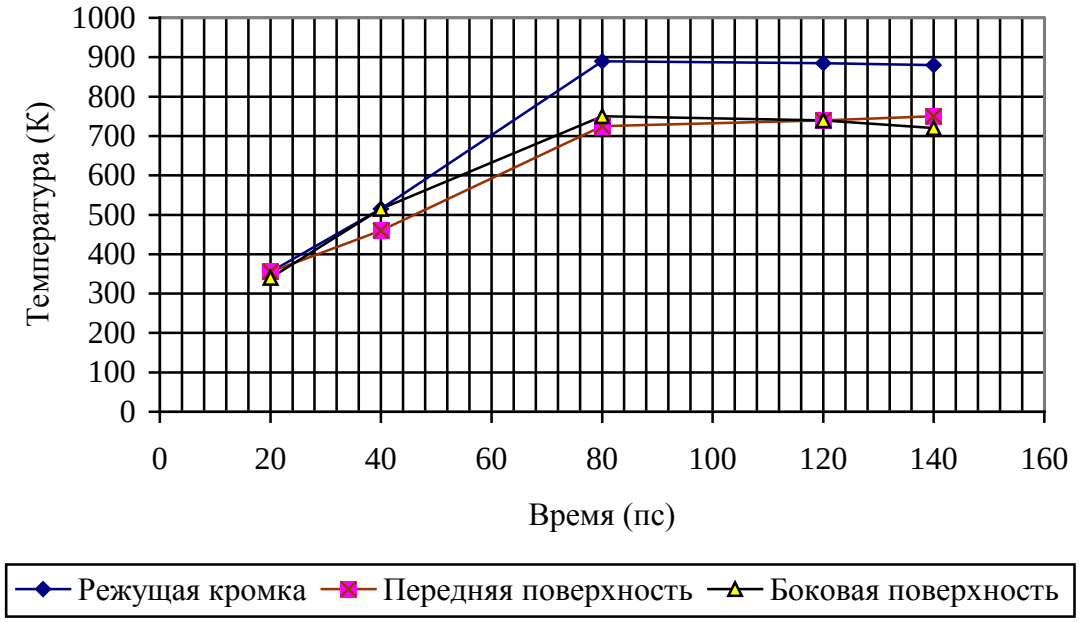


Рис. 1. Распределение температуры резания на режущем инструменте при нанометровой обработке (скорость резания = 20 м/с, глубина резания = 1,5 нм, радиус вершины режущей кромки = 1,57 нм) [4].

Температура резания позволяет управлять процессом износа алмазного инструмента при молекулярном моделирования в исследовании [4]. Более глубокие экспериментальные и теоретические исследования температуры резания с целью выяснить количественную зависимость между температурой резания и износом инструмента в работе [5].

Список литературы

1. Саклакова А.Е., Кочкина Г.В. Механизм формирования стружки и формообразование поверхности при нанометровой обработке. // «Молодежь и наука»: Тез. докл. X Юбилейной Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием [Электронный ресурс], URL: http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/pdf/d03/s27/s27_012.pdf. – Красноярск: СФУ, 2014 (дата обращения 31.03.2015 г.).

2. Галеева В.А., Саклакова А.Е. Механическая нанометровая обработка. // «Актуальные проблемы авиации и космонавтики»: Тез. докл. X Всерос. научно-практич. конф. студентов, аспирантов и молодых специалистов. – Красноярск: СибГАУ, 2014. - С. 9-10.

3. Кочкина Г.В., Зверинцева Л.В. Минимальная толщина недеформированной стружки при нанообработке // Решетневские чтения: материалы XVIII Междунар. науч. конф., посвящ. 90-летию со дня рождения генер. конструктора ракет.-космич. систем акад. М. Ф. Решетнева (11–14 нояб. 2014, г. Красноярск): в 3 ч. / под общ. ред. Ю. Ю. Логинова; Сиб. гос. аэрокосмич. ун-т. – Красноярск, 2014. – Ч. 1. – С.403-405.

4. Ченг К., Луо К., Вард Р., Холт Р., Моделирование и симуляция износа инструмента при нанометровом резании. // Износ. 2003. №255. С. 1427-1432.

5. Икава Н., Шимада С., Танака Х. Минимальная толщина резания в микрообработке. // Нанообработка. 1992. №3(1). С. 6-9.

УДК 621.791

МИКРОСТРУКТУРА И МИКРОТВЕРДОСТЬ ДИФФУЗИОННОГО СОЕДИНЕНИЯ СТАЛИ 45 ЧЕРЕЗ ПОРОШКОВУЮ ПРОСЛОЙКУ

Сартпаева А. Б.
научный руководитель - канд. техн. наук Зеер Г.М.
Сибирский Федеральный университет

Диффузионное соединение (ДС) образуется вследствие возникновения связей на атомном уровне при сближении контактных поверхностей вследствие локальной пластической деформации при температуре (0.47–0.8) $T_{пл}$, обеспечивающей взаимную диффузию в поверхностных слоях соединяемых материалов. Поиск новых и развитие существующих методов интенсификации диффузионного соединения, позволяющих получать качественные слоистые материалы при более низких температурах, равных (0,4…0,7) $T_{пл}$, является важной задачей [1-2]. Одним из таких интенсифицирующих факторов является применение порошковой прослойки [2-4]. Изучение микроструктуры и механических свойств диффузионных соединений, полученных при различных температурах с использованием активирующих порошковых слоев, по-прежнему остается актуальной задачей.

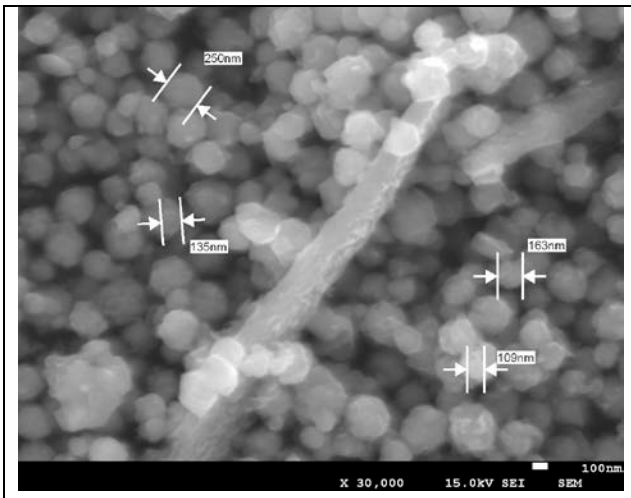
Целью данной работы является изучение свойств диффузионного соединения стали 45, полученного через прослойку из порошка никеля, имеющего субмикронные размеры, при температуре спекания (0.4–0.7) $T_{пл}$.

Температура формирования диффузионного соединения образцов стали 45 соответствует (0.7–0.8) от температуры плавления стали (1500°С) и находится в диапазоне 1050-1200°С. Для снижения температуры и, как следствие, уменьшения деформационных напряжений в соединяемых материалах и переходной зоне, диффузионное соединение выполняли через активирующую прослойку из порошка Ni, имеющего субмикронные размеры. Общий вид порошка приведен на рисунке 1, средний размер частиц составляет 0,15 мкм. Диффузионная сварка слоистых композитов «сталь 45 – порошковая прослойка Ni – сталь 45» проведена в вакуумной установке при сварочном давлении 10 МПа, времени изотермической выдержки 20 мин, температура ($T_{дс}$) варьировалась от 700°С до1000°С (табл.1).

Таблица 1. Ширина переходной зоны и микротвердость диффузионных соединений композита «сталь 45 – порошковая прослойка Ni».

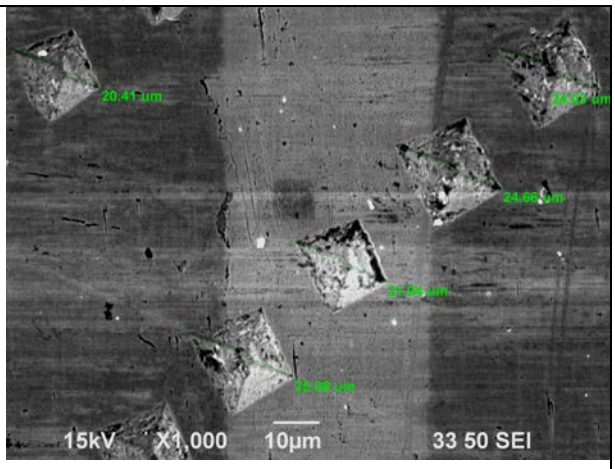
№	Температура ДС, $T_{дс}$, °С	Температура ДС, ($T_{дс}/T_{пл}$)	Ширина переходной зоны, μm	Микротвердость переходной зоны
2	600	0,5	15±5	80
3	700	0,6	20±5	108
4	850	0,7	Сквозная диффузия Fe в Ni	64

Исследование микроструктуры проведено на растровых электронных микроскопах JEOL JSM 7001-F и JEOL JSM 6490LV [5]. На полученных образцах определена прочность на растяжение на испытательной машине w+b walter+bai ag CH-8224. Определение микротвердости переходной зоны и прослойки проводили на приборе ПМТ-3М методом вдавливания четырехгранной пирамиды при нагрузке 0.2 N в поверхность шлифа по линии, пересекающей порошковую прослойку и диффузионное соединение под углом 45°.



а

Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение порошка никеля



б

Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение микроструктуры образца с отпечатками пирамиды ($T_{дс}$ = 850°С)

Электронно-микроскопическое изображение типичной микроструктуры образца с отпечатками пирамиды приведено на рис. 2. Оптимальное соотношение микротвердости переходной зоны и соединяемых материалов соответствует образцу, полученному при Тдс = 700°С (рис. 2), т.е. получено соединение близкое к равнопрочному. В образцах, полученных при температуре 850°С отмечено повышения микротвердости стали, прослойки и переходной зоны, что объясняется резким ростом зерна, вызванным рекристаллизацией.

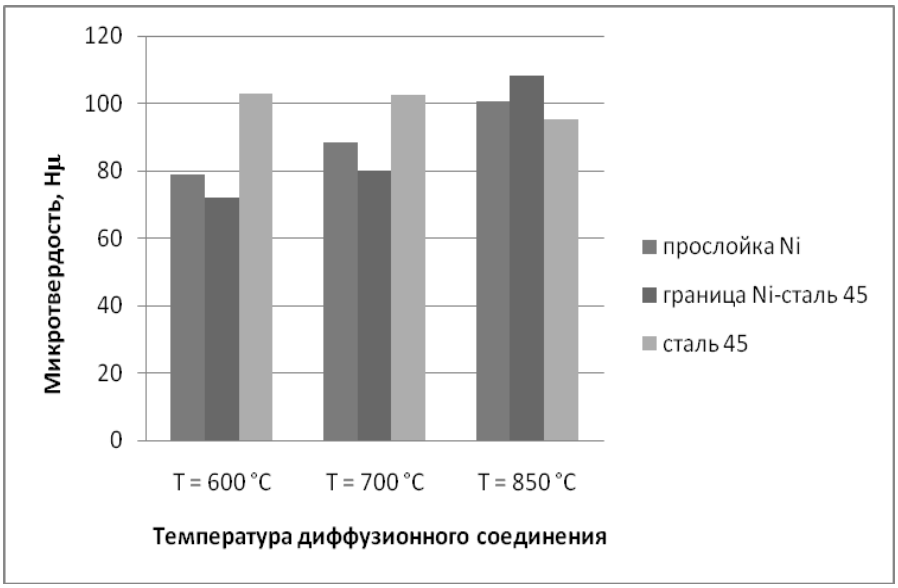
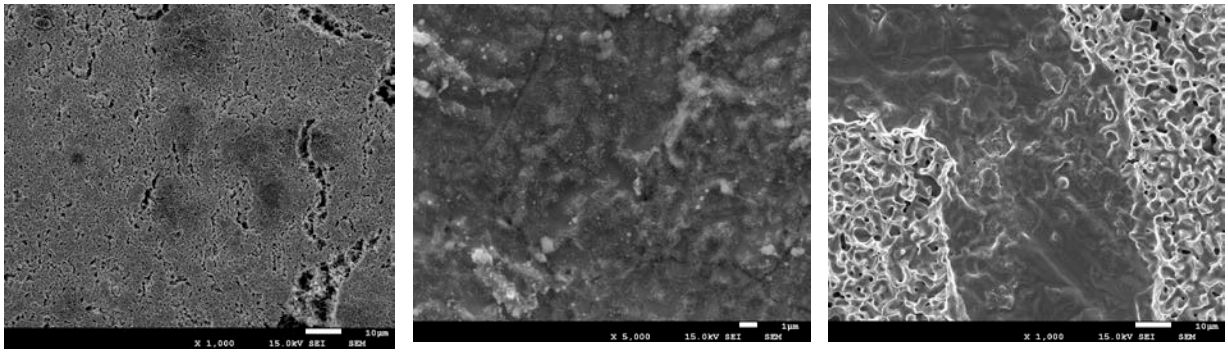


Рис. 3. Микротвердость стали, прослойки и переходной зоны образцов, полученных при разных температурах диффузионного соединения

С целью определения менее прочного материала в слоистом композите после испытаний на растяжение была исследована микроструктура поверхности разрушения образцов. При $T_{ДС}$ 600 °С разрушение образца произошло по никелевому порошковому слою. На изображение микроструктуры порошкового слоя отчетливо видны микротрещины и остаточные поры (рис. 4, *а*). Процесс спекания порошка при этой

температуре завершается начальной стадией – формированием межчастичных контактов и взаимным припеканием частиц порошка, сохраняя их структурную индивидуальность. Анализ фрактограмм образцов, полученных при температурах 700°С, показал, что получено равнопрочное диффузионное соединение, так как разрушение прошло как по основному материалу, так и по порошковому слою (рис. 3, б). На изображении поверхности разрушения образцов, полученных при температуре 850°С, выявлено наличие микротрещин и более крупных зерен, сформировавшихся в процессе рекристаллизации.



а *б* *в*

Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение поверхности образцов после испытаний на растяжение при температуре ДС: а – 700 °С; б – 850 °С; в – 1000 °С

В результате проведенного исследования микроструктуры поверхностей разрушения диффузионных соединений и микротвердости можно сделать вывод, что применение субмикронного порошка в качестве активирующей прослойки позволяет получить качественное диффузионное соединение при температуре 700°С, что составляет 0,6 $T_{ПЛ}$, тогда как сварку образцов стали 45 без порошкового слоя следует проводить при температуре 1050°С, что составляет 0,7 $T_{ПЛ}$.

Список литературы

1. Конюшков Г.В., Специальные методы сварки давлением / Конюшков Г.В., Мусин Р. А. – Саратов: Ай Пи Эр Медиа, 2009. – 632 с.

2. Люшинский, А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов / А.В. Люшинский. – М.: Издательский центр «Академия», 2006. – 208 с.

3. А.В. Люшинский. Диффузионная сварка вольфрама, молибдена, титана и меди между собой через промежуточные слои / Сварка и диагностика. – 2009. – № 4. – С. 42-44.

4. Зеер Г.М., Зеленкова Е.Г., Королева Ю.П., Михеев А.А., Прокопьев С.В. Диффузионная сварка через промежуточные прослойки / Сварочное производство, 2012, № 7. – С. 17-22.

5. Сартпаева А. Б. Исследование микроструктуры и элементного состава диффузионного соединения сталь 45 / Ni / сталь 45 // Сборник материалов X Юбилейной Всероссийской научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых с международным участием, посвященной 80-летию образования Красноярского края [Электронный ресурс], Красноярск: Сиб. федер. ун-т, 2014. http://conf.sfu-kras.ru/sites/mn2014/directions.html.

УДК 538.9

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЗОНЕ КОНТАКТА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С МЕДЬЮ

Сатбаева З.А., Плохотников Д.А., Шабанов А.В., Самойло А.Н.
Научный руководитель доктор физ.-мат. наук, профессор Квеглис Л.И.
Сибирский федеральный университет
Центр коллективного пользования «Красноярский научный центр»

Структурно - фазовые превращения в зоне контакта разнородных металлов и их сплавов необходимо исследовать, поскольку это важно для различных применений. В связи с этим необходимо:

1. Исследовать особенности процессов структурообразования на границе раздела практически нерастворимых друг в друге металлов медь-алюминий при совместных пластических деформациях;
2. Исследовать процессы структурообразования на границе раздела двух пластин АМг3 при совместных пластических деформациях;
3. Объяснить механизмы формирования новых фаз в зонах контакта различных металлов с позиции модели аномально быстрой диффузии при пластической деформации.

Образцы и методы исследования

Для соединения холодной сваркой пары АМг3 – М001 были использованы образцы из листового деформируемого сплава алюминия марки АМг3, не обладающего ограничениями по свариваемости и листового медного сплава марки М001. Толщина свариваемых образцов 1,5мм.

Для получения сварного соединения образцы помещались в специально разработанную пресс-форму, содержащую пуансон диаметром 2,7 мм, которым осуществлялась точечная сварка. Пресс-форма помещалась в установку ИП-2500М авто. В результате нагружения образцы подвергались совместной пластической деформации, и формировалось сварное соединение.

Для исследования электросопротивления использовали мост одинарно-двойной постоянного тока Р329 ГОСТ 7165-54.

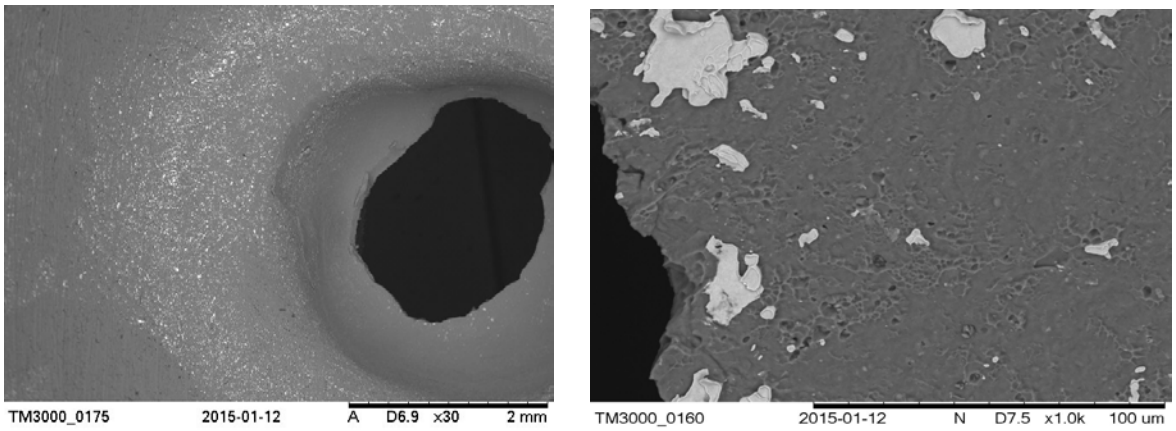
Для исследования механических свойств использовали универсальную машину на растяжение WDW-5.

Структуру и химический состав сварных соединений исследовали в сканирующем электронном микроскопе Hitachi TM 3000 с микроанализатором.

Результаты и их обсуждение

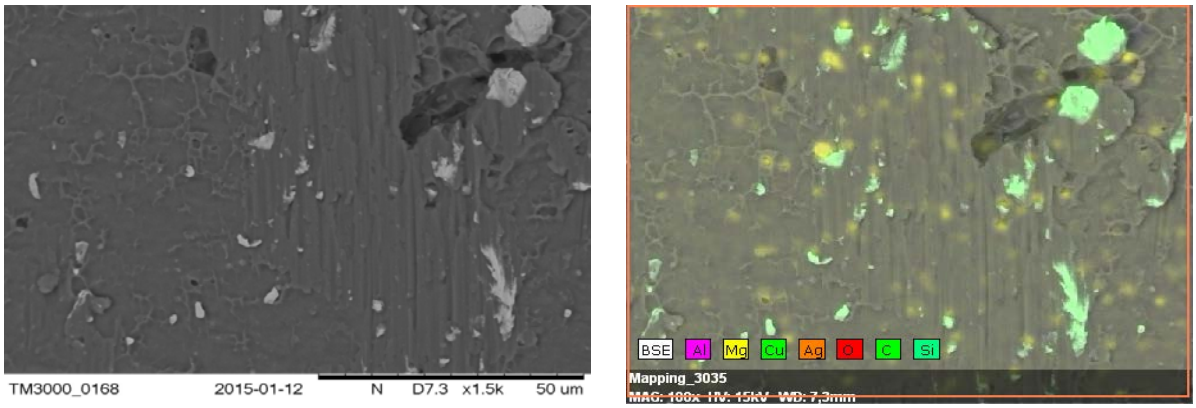
На рисунке 1 приведена картина кратера, образовавшегося в результате разрыва сваренных между собой образцов сплава АМг3 с медью. Образец из меди и АМг3 был разорван при нагрузке равной 0,4 ГПа.

Нами была исследована структура и химический состав зоны сварного контакта после разрыва сварного образца из меди и АМг3.

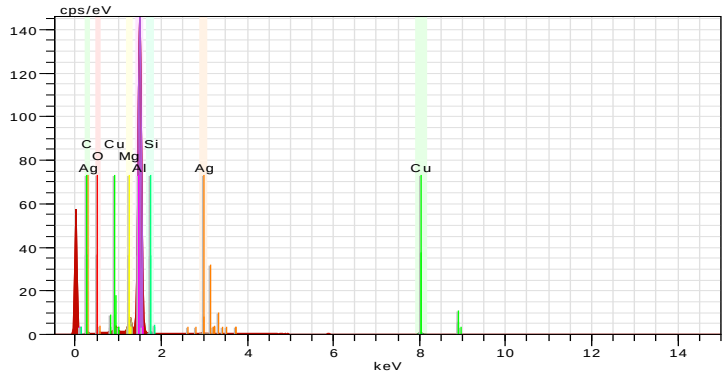


а)б)

Рис. 1. а) Изображение кратера, образовавшегося при разрыве со стороны алюминиевого образца; б) структура поверхности разрыва сварного соединения



а)б)



в)

Рис. 2. Распределение частиц меди и MgCu2 по матрице: а) изображение, полученное во вторичных электронах; б) картирование изображения в рентгеновских лучах; в) спектр, полученный с изображения б: видно, что частицы магния ассоциированы с частицами меди

Образцы алюминия после разъединения с медью были подвергнуты рентгеноструктурному анализу. На рисунке 3 приведена картина дифракции рентгеновских лучей, полученная от поверхности в зоне соединения алюминиевого и медного образца.

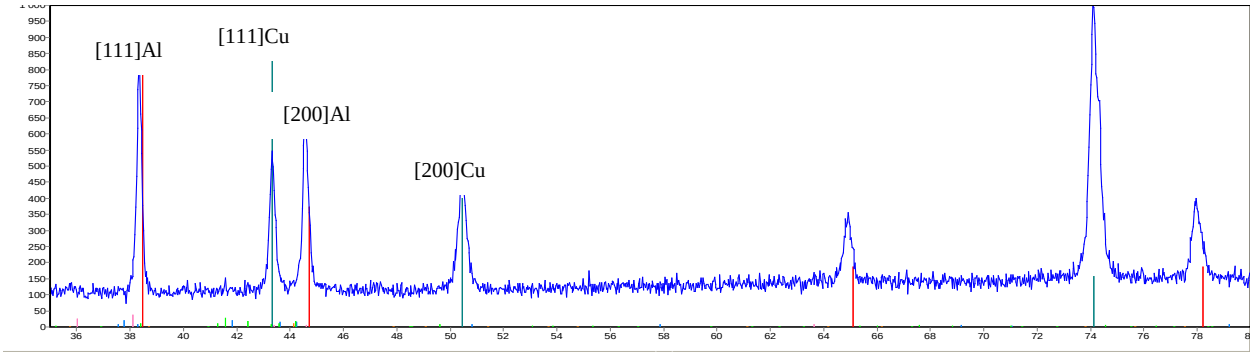


Рис. 3. Картина дифракции рентгеновских лучей, полученная от поверхности в зоне соединения алюминиевого и медного образца

В исходном образце линии алюминия сдвинуты из-за того, что это сплав АМг3, на линиях меди видно перераспределение интенсивности линий, связанное с текстурой (упорядочивание кристаллитов связанное с их пластической деформацией).

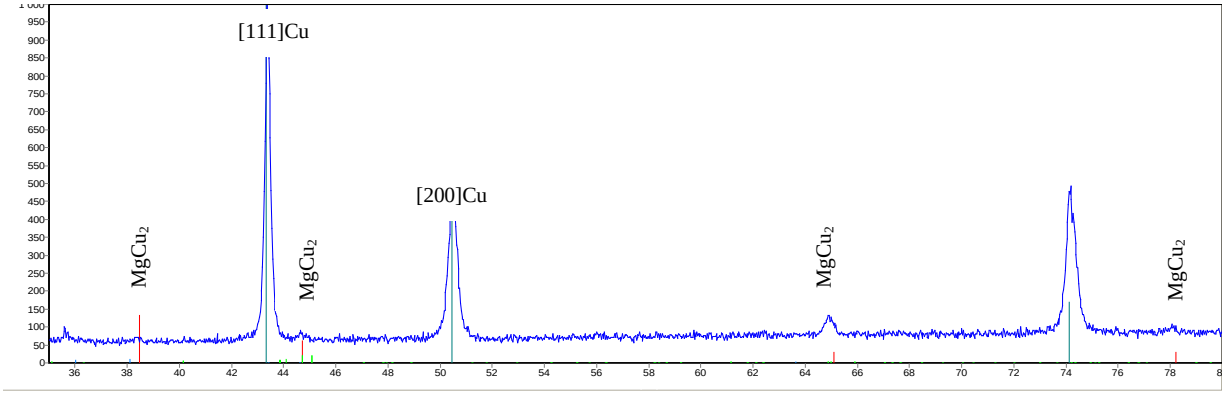


Рис. 4. Картина дифракции рентгеновских лучей, полученная от поверхности медного образца после удаления алюминия

На линиях меди уменьшилась текстура. Обнаружена фаза MgCu2, что подтверждает результаты картирования в сканирующем микроскопе, где выделение магния ассоциированы с медью.

Согласно автору [1] для образования качественного сварного соединения меди и сплавов из алюминия требуется давление не менее 2ГПа. В условиях нашего эксперимента это давление составило 4,03 ГПа.

Таким образом, предложенный нами метод обеспечил надежное сварное соединение между мелью и алюминиевым сплавам благодаря прохождению механохимических реакций в зоне соединения [2].

ВЫВОДЫ:

1. В образцах соединенных холодной сварной в зоне соединения обнаружены фазы Al_2Si и $MgCu_2$.

2. Возникновение фаз Al_2Si и $MgCu_2$ в зоне сварки свидетельствует о переключении химических связей в областях локализации деформации. т.е. о прохождении механохимических реакций в зоне соединения.

УДК 666.9: 66.022.3

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ЦЕМЕНТНОГО КАМНЯ С ДОБАВКОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГЛИОКСАЛЯ

А.С. Симакова, В.А. Ефремова, А. Д. Латыпов
научный руководитель докт. техн. наук Кудяков А.И.
Томский государственный архитектурно-строительный университет

При решении задач технологического перевооружения в строительной индустрии и создания конкурентноспособных импортозамещающих отечественных строительных материалов большое внимание уделяется разработке отечественных эффективных модифицирующих добавок и их производству. На кафедре строительных материалов и технологий было проведено исследование добавок на основе глиоксаля, изготовляемого ООО «Новохим» г. Томска, для повышения качества строительных цементных композиций. По данным патентного поиска по базе ФИПС РФ в формулах изобретений видов и классов добавок не было выявлено охранных документов, в которых модифицирование бетонных смесей осуществлялось глиоксальсодержащими добавками, поэтому данное исследование является актуальным и обладает научной новизной [1].

При проведении экспериментальных исследований применялся бездобавочный портландцемент Цем I 42,4Н Топкинского завода (ГОСТ 31108-2003) и водопроводная вода (ГОСТ 23732-2011). В качестве модифицирующей добавки использовался глиоксаль кристаллический - ТУ 2633-004-67017122-2011 [2].

Лабораторные испытания портландцемента проводились в соответствии с национальными стандартами ГОСТ 310-1-76, 310.2-76, 310.3-76 и 310.4-81. Исследования закономерностей влияния глиоксальсодержащих добавок на прочностные свойства цементного камня проводились на образцах-кубиках размером 20х20х20 мм из цементного теста нормальной густоты (ГОСТ 310.3-76). Формы с образцами после формования хранились одни сутки в ванне с гидравлическим затвором. После разопалубливания образцы хранились в воде. Испытание образцов на сжатие проводилось через 3 и 28 суток. Исследование структуры цементной матрицы с добавкой глиоксаля кристаллического проводилось методом сканирующей электронной микроскопии на приборе Quanta 200 3D.

Одним из основных параметров эффективности модифицирующих добавок является их пластифицирующий (водоредуцирующий) эффект, который выражается в изменении нормальной густоты цементного теста. Определение нормальной густоты цементного теста проводили в соответствии с методикой ГОСТ 310.3-76. При проведении исследований применялась следующая схема формирования составов цементного теста: без добавок (контрольные); кристаллический глиоксаль 0,01 % от массы цемента (Г1); 0,5 % - (Г2); 1 % - (Г3). С увеличением содержания добавки снижается количество воды затворения (нормальная густота) от 0,5 до 2 %. Помимо пластифицирующего эффекта, в цементном тесте с добавкой глиоксаля увеличивается экзотермический эффект при гидратации цемента. Увеличение значений экзотермического эффекта прямо пропорционально повышению концентрации глиоксальсодержащих добавок в цементе.

Установлено, что введение добавок кристаллического и глиоксаля в количестве 0,5 и 1 % приводит к существенному ускорению сроков схватывания цементного теста по сравнению с результатами испытаний контрольных серий [3].

Результаты исследований влияния глиоксаля кристаллического и его содержания в цементном тесте на кинетику набора прочности цементного камня приведены на рис 1.

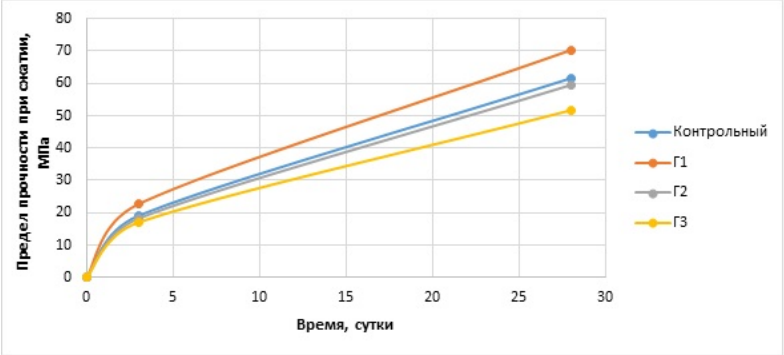
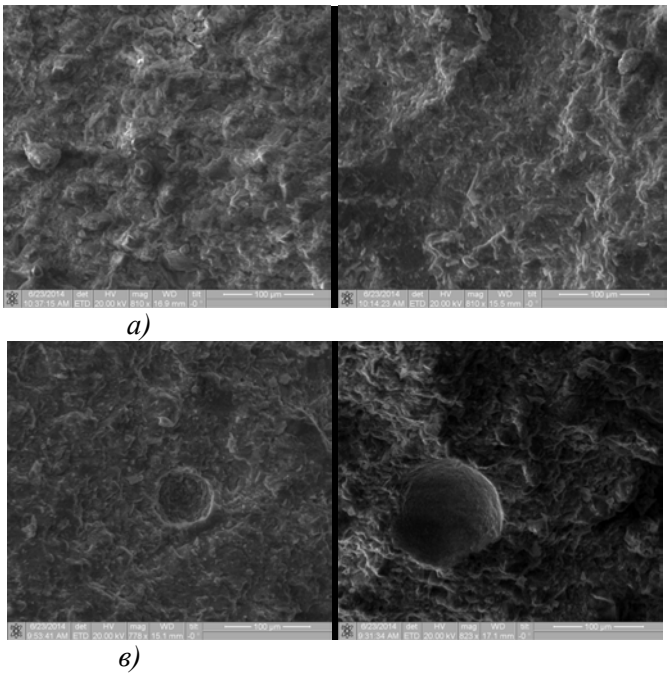


Рисунок 1.Кинетика набора прочности цементного камня с добавкой кристаллического глиоксаля

При введении глиоксаля кристаллического в количестве 0,01 % от массы цемента увеличивается прочность на сжатие цементного камня в возрасте 3 суток на 18,8 %, а в возрасте 28 суток на 14 % по сравнению с контрольными образцами без добавок. При содержании глиоксаля кристаллического в количестве 0,5 % прочность на сжатие цементного камня практически не изменяется, а при содержании же 1 % прочнофсть снижается. При хранении образцов с содержанием добавки 0,5 и 1 % в воде в течение 3 суток появились трещины. На рис. 2 представлены микрофотографии цементного камня контрольных образцов и образцов с глиоксалем кристаллическим.



а) *б)*

в) *г)*

Рисунок 2. структуры цементного камня при увеличении 800
а) контрольные; б) ГК 0,01; в) ГК 0,5; г) ГК 1

Как видно из рисунка 2, образцы с добавкой глиоксаля в количестве 0,5 и 1 % имеют рыхлую пористую структуру, состоящую из аморфных соединений, с большим количеством образовавшихся пор, что и объясняет снижение прочностных характеристик в данном диапазоне дозирования [3,4].

Дальнейшие исследования проводились с цементным камнем с добавкой кристаллического глиоксаля в диапазоне 0,01 - 0,1 % (составы Гк 0,01, Гк 0,05, Гк 0,1). Были проведены поисковые исследования цементных композиций , с концентрацией кристаллического глиоксаля 0,01 % и добавкой фенола, регулирующей химические процессы взаимодействия новообразований твердеющего цементного теста, в количестве 0,01, 0,1 и 1% от массы цемента (составы ГкФ 0,01, ГкФ 0,1 и ГкФ1). На рис. 3 представлена диаграмма изменения прочностных характеристик цементного камня при различных содержаниях вышеуказанных добавок.

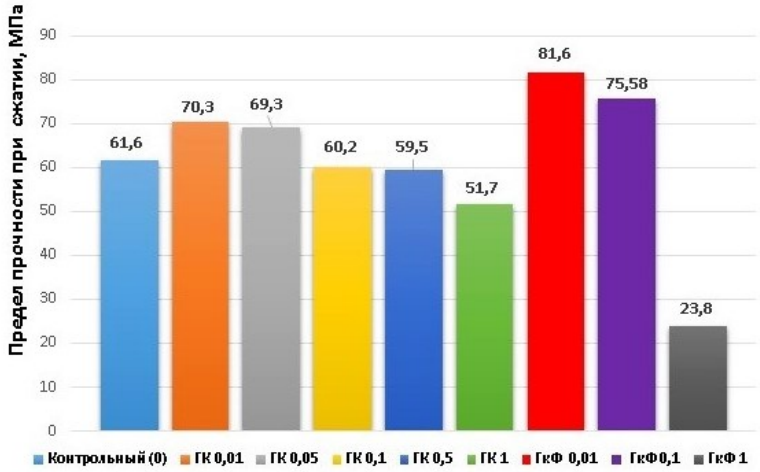


Рисунок 3. Прочность цементного камня с глиоксальсодержащими добавками

Как видно из рис.3, при введении в цементное тесто комбинированной добавки «глиоксаль-фенол» прочностные характеристики камня повышаются на 22-30 % по сравнению с контрольным составом. Набольший прирост прочности наблюдается при содержании комплексной добавки глиоксаль-фенол с соотношением 1:1 (состав ГкФ 0,01 с 0,01 % кристаллического глиоксаля и 0,01 % фенола). В дальнейших исследованиях для приготовления бетонных смесей запланировано использовать в качестве комплексной добавки «глиоксаль – фенол» в соотношении 1:1.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод об эффективности применения добавки кристаллического глиоксаля совместно с веществами группы фенолов. Для создания комплексного модификатора дальнейшие исследования будут направлены на поиск совместимых с кристаллическим глиоксалем веществ из группы фенолов. Исследования выполнялись при финансовой поддержке Фонда содействия развития предприятий и малых форм бизнеса в научно-технической сфере по программе УМНИК по договору № 1843 ГУ1/2014.

Список литературы

1 Кудяков, А.И. Тенденции в развитии технологии высокопрочных тяжелых цементных бетонов/ А.И. Кудяков и др. // Строительство энергоэффективного полносборного жилья экономического класса: сборник научных трудов под общ. ред. С.Н. Овсянникова. - Томск: Том.гос.архит.-строит.ун-та, 2014. - С. 125-131.

2 ТУ 2633-004-67017122-2011. Глиоксаль кристаллический [Электронный ресурс] http://novochem.ru/products/crystalline%20glyoxal. Дата обращения 26.06.2014.

3 Кудяков, А.И. Влияние глиоксальсодержащих добавок на процессы структурообразования и свойства цементных композиций /А.И. Кудяков и др.// Перспективные материалы в строительстве и технике (ПМСТ-2014). Материалы

Международной научной конференции молодых ученых - Томск: Изд-во Томского ГАСУ, 2014. - С. 248-254.

4 Ушакова, А.С. Влияние добавок глиоксаля на реологические свойства цементных композиций/ А.С. Ушакова и др. // Материалы 1 международной научной конференции студентов и молодых ученых: Молодежь, наука, технологии: новые идеи и перспективы (МНТ-2014)- Томск: Изд-во Том.гос.архит.-строит.ун-та, 2014. - С. 273-274.

УДК 613.292

ТОВАРОВЕДНАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ОСНОВНЫХ КОМПОНЕНТОВ РЕЦЕПТУРНОЙ ФОРМУЛЫ БАД «ГЕПАТОН-2»

Сычугова А.О.
научный руководитель д – р биол. наук, проф. В.М. Позняковский

Ежедневное потребление различного рода токсикантов пагубно воздействует на функции печени и организма в целом. Поэтому для поддержания функций печени необходим витаминный комплекс и незаменимые пищевые вещества [2].

Совместно с компанией «АртЛайф» была разработана биологически активная добавка «Гепатон-2» в качестве дополнительного источника витаминов и селена, для улучшения функций печени. БАД «Гепатон-2» выпускается в форме таблеток массой 500 мг [1, 3]. Состав основных компонентов добавки представлен в таблице 1.

Таблица 1. Состав БАД «Гепатон-2» (таблетка массой 500мг)

№	Наименование компонентов	Содержание		% от АУП в 3-х таблетках
		мг/1таблетку	мг/3таблетки	
1	Свекла сублимированная	50	150	
2	Премикс витаминный 1-03	37,5	112,5	
3	Бессмертник (цветки)	32,5	97,5	
4	Солянка холмовая (экстракт)	25	75	
5	Володушка (трава)	25	75	
6	L-Метионин	25	75	
7	L-Цистеин	25	75	
8	L-Глутаминовая кислота	20	60	
9	Лецитин	20	60	
10	Пижма (цветки)	15	45	
11	Зверобой (трава)	12,5	37,5	
12	Мята перечная (лист)	12,5	37,5	
13	Одуванчик (корень)	10	30	
14	Тысячелистник (экстракт)	7,5	22,5	
15	Глутатион	5,0	15	
16	Липоевая кислота	5,0	15	50
17	Лопух (корень)	5,0	15	
18	Шиповник (плоды)	5,0	15	
19	Натрия селенит *Селен*	0,0035 *0,0016*	0,0105 *0,0048*	

Активность препарата обусловлена входящими в его состав компонентами: натрия селенит, глутатион, липоевая кислота, корень лопуха, экстракт тысячелистника, корень одуванчика, трава зверобоя, листья мяты перечной, цветки пижмы, экстракт солянки холмовой, плоды шиповника, трава володушки, L-метионин, L- цистеин, цветки бессмертника, премикс, свекла сублимированная, L-глутаминовая кислота, лецитин.

Растительный комплекс БАД обладает детоксикационным, антиоксидантным, гепатопротективным, противовоспалительным, спазмолитическим и легким

желчегонным действием. «Гепатон-2» рекомендован в качестве общеукрепляющего и эффективного профилактического средства для защиты печени, который способствует нормализации детоксической и синтетической функции печени, улучшению белкового, витаминно-минерального и углеводного обменов, корректирует недостаточность антиоксидантной защиты.

*Свекла сублимированная***.** За счет содержания в своем составе углеводов, витаминов, пектинов, минеральных солей, она укрепляет сосуды и капилляры, активизирует обмен веществ при ожирении. За счет содержания клетчатки, свекла усиливает перистальтику кишечника, стимулирует выделение пищеварительных соков и желчи. Пектиновые вещества удаляют из организма холестерин, соли тяжелых металлов, ядовитых веществ.

Витаминный премикс. Включает в себя в оптимальном соотношении и количестве витамины и антиоксиданты Действие премикса направлено на повышение перевариваемости питательных веществ пищи. За счет действия витаминов и микроэлементов из организма поглощаются и выводятся токсичные продукты пищеварения, ядовитые и радиоактивные вещества.

Селен (натрия селенит) - это биологически активный микроэлемент, входящий в состав большинства гормонов и ферментов, и, связанный таким образом, со всеми органами и системами человека. Предотвращает разрушение и некроз печени, соединяясь с тяжелыми металлами и выводя их из организма, оказывая геропротекторное действие; защищает клетки от воздействия радиации, подавляя, свободные радикалы, вызывающие воспалительные процессы вследствие облучения. Повышает активность ферментной системы глутатион пероксидазы. Системы защищающей внутриклеточные структуры от повреждающего действия свободных кислородных радикалов.

Глутатион - оказывает положительные антиоксидантный; антиатеросклеротическое; противовоспалительный; гипохолестеринемический; желчегонный эффекты.

Липоевая кислота - участвует в регулировании липидного и углеводного обмена, оказывает липотропный эффект, влияет на обмен холестерина, способствует активации детоксицирующей функции печени. С профилактической целью рекомендуется при коронарном атеросклерозе, заболеваниях печени (болезни, хронического гепатита, цирроза печени), нарушениях иммунной системы.

Лопух (Arctium lappa L.) эффективен в качестве легкого слабительного и желчегонного средства. Рекомендуется при нарушениях деятельности желудка в качестве противовоспалительного и обволакивающего средства. За счет присутствия ситостерина, вещества с антибактериальным и фунгицидным действием, корни лопуха проявляют положительное противоопухолевое действие.

Тысячелистник (Achillea millefolium L.) Трава тысячелистник способствует нормализации секреция моторики желудочно-кишечного тракта, повышается кислотность желудочного сока, улучшаются желчевыделение и секреторная активность поджелудочной железы, повышается аппетит, исчезают боли, которые являются следствием спазмов гладкой мускулатуры желудка и кишечника.

Одуванчик (Taraxacum officinale Web.) богат калием, кальцием, натрием, содержит фосфор и железо. Корень одуванчика обладает желче- и мочегонным действием. Эффективен при нарушениях обмена желчи в печени, особенно при желтухе, холецистите и в начальных стадиях цирроза, так используется в качестве ценного кроветворного средства и очистителя кровеносной системы для улучшения состава крови.

Мята перечная (Mentha piperita L.), положительно влияет на усиление секреции пищеварительных желез, повышение желчеотделения, оказывает спазмолитическое действие, снижая тонус гладкой мускулатуры кишечника, желчевыводящих путей.

Пижма (Tanacetum vulgare L.). Цветки пижмы являются противогельминтным и желчегонным средством растительного происхождения. Обладает довольно сильным желчегонным и противовоспалительным действием при заболеваниях кишечника, язвенной болезни желудка и двенадцатиперстной кишки. Наряду с этим тонизирует мускулатуру желудочно-кишечного тракта и усиливает его секрецию и снижает содержание слизи в желчи.

Солянка холмовая – это растительный гепатопротектор быстрого действия, нормализующий функцию печени и защищающий ее от разрушения при превышении предельно допустимой концентрации токсинов. Эффективен в качестве профилактического средства при остром вирусном и токсическом гепатите, циррозе печени, ранних форм атеросклероза, склонности к образованию желчных камней, способствует утилизации холестерина, нормализует уровень сахара в крови больных диабетом.

Шиповник - это практически единственный растительный продукт, в котором аскорбиновая кислота присутствует в комплексе с рутинном (витамином Р), и только в таком виде она максимально усваивается человеческим организмом. Плоды шиповника повышают сопротивляемость организма к инфекциям, отравлениям, способствуют лечению мочекаменной и желчно-каменной болезни, помогают нормализовать сниженную функцию желудочных желез, обладают кровоостанавливающим действием, усиливают активность ферментов.

Володушка (Bupleurum aureum Fisch.) увеличивает желчеотделение, а также стимулирует секрецию желудочного и панкреатического сока. Оказывает положительный эффект при гепатитах, холециститах, ангиохолитах, в качестве желчегонного и тонизирующего средства.

L-метионин важен в синтезе холина и лецитина, способствует нормализации обмена липидов и фосфатидов, препятствует жировой дегенерации, уменьшая отложение в печени нейтрального жира и другим повреждениям печени, проявляет антиатеросклеротическое действие. Обезвреживает некоторые токсичные вещества путем метилирования, оказывая антиоксидантное, детоксицирующее, действие.

«Гепатон 2» состоит из лечебных трав, что благоприятно влияет на организм человека. Анализ компонентов БАД «Гепатон 2» показал, что их действие направленно на поддержание и улучшение функций печени. Используемые вещества находятся в оптимальном количестве, что способствует эффективной работе всех компонентов, не блокирую друг друга.

Клиническая апробация доказывает её направленное функциональное действие и рекомендует ее использовать в лечебно-профилактических целях.

Список литературы

1. Австриевских, А.Н. Продукты здорового питания: новые технологии, обеспечение качества, эффективность применения / А.Н. Австриевских, А.А. Вековцев, В.М. Позняковский. – Новосибирск: Сиб. унив. изд-во, 2005. – 413 с

2. Здоровье России: Атлас / под ред. Л.А. Бокерия. 8-е изд. – М.: НЦССХ им. А.Н. Бакулева РАМН, 2012. – 408 с.

3. Технический регламент ТС 027/2012 «О безопасности отдельных видов специализированной пищевой продукции, в том числе диетического, лечебного и диетического профилактического питания»: утв. решением Совета Евразийской экономической комиссии от 15 июня 2012 г. № 34. – 26 с.

УДК 621.791.927.55

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ГРАФИТОВОЙ ФОРМЫ ПРИ ИНДУКЦИОННОМ СПОСОБЕ НАПЛАВКИ

Толстошеев В.А.,
научный руководитель канд. техн. наук Токмин А.М.
Сибирский федеральный университет

Наплавка покрытий – это процесс нанесения покрытия из расплавленного материала на разогретую до температуры плавления поверхность восстанавливаемой детали.

Покрытия, полученные наплавкой, характеризуются отсутствием пор, высокими значениями модуля упругости и прочности на разрыв. Прочность соединения этих покрытий с основой соизмерима с прочностью материала детали.

Если в машиностроительном производстве наплавку применяют для повышения износостойкости трущихся поверхностей, то в ремонтном производстве – в основном для проведения последующих работ по восстановлению расположения, формы и размеров изношенных элементов. Наплавка изношенных поверхностей занимает ведущее место вследствие своей универсальности.

Перед наплавкой очищают и прокаливают наплавочные материалы для удаления влаги, т.к. она может быть источником водорода. Вследствие водородной хрупкости возникают холодные трещины. Далее обрабатывают поверхности деталей и электродов и при необходимости предварительно нагревают их. Применяются растворы технологических моющих средств, органические растворители (ацетон), дисковые и ленточные инструменты из абразивных материалов и дробеструйная обработка.

Предварительный нагрев изделия непосредственно перед наплавкой предотвращает растрескивание наплавленного слоя. Нагрев ведут в печах, газовыми горелками или ТВЧ. При недостаточной температуре подогрева могут возникнуть трещины, а чрезмерный нагрев снижает скорость охлаждения и увеличивает глубину проплавления основного металла, что не обеспечивает требуемой твердости наплавленного металла. Правильный выбор температуры предварительного нагрева особенно важен при наплавке твердых материалов.

В проведенном исследовании рассматривалась возможность использования графитовых форм в процессе индукционной наплавки.

Сущность индукционной наплавки заключается в следующем. Наплавляемую деталь помещают в электромагнитное поле индуктора, который питается переменным током высокой частоты (ТВЧ). В массе металла детали или компактной присадки индуктируются вторичные переменные токи той же частоты, распределяющиеся в поверхностном слое металла и нагревающие этот слой. Чем выше частота тока, тем тоньше нагреваемый слой металла. Для стальных деталей преимущественный нагрев токами высокой частоты поверхностных слоев металла сохраняется вплоть до точки Кюри (768 °С). После того, как металл нагреется выше точки Кюри, глубина проникновения индуктированных токов увеличивается в 10...20 раз (в зависимости от частоты), благодаря чему распределение температуры в нагреваемом металле становится более равномерным. Детали или компактные присадки нагревают до плавления металла и соединяют. Для предохранения от окисления и улучшения сплавления основного и наплавленного металлов применяют флюсы. Следует отметить, что в наиболее распространенных способах индукционной наплавки в качестве присадочного материала применяют не компактные материалы, а шихту,

состоящую из металлических порошков и флюсовых добавок. Металлические гранулы изолированы друг от друга частицами флюса, вследствие чего электропроводность порошкового слоя и выделение в нем энергии малы. По этой причине нагрев и расплавление порошковой шихты идет в основном за счет теплопередачи от нагреваемого ТВЧ основного металла.

Индукционный способ наплавки отличается высокой производительностью, его скорость в 20-30 раз больше скорости обычного нагрева. Благодаря этому индукционный способ наплавки обладает следующими преимуществами:

- устранение появления окалин,
- увеличение температуры нагрева,
- уменьшение припусков на обработку.

Сущность предлагаемого способа наплавки заключается в использовании графитовых форм при нанесении покрытия.

Графитовая форма препятствует вытеканию наплавляемого материала. Также благодаря большой электро- и теплопроводности графитовая форма способствует увеличению скорости нагрева наплавляемого материала. По результатам проведенного исследования было установлено, что процесс наплавки быстрее проходит ближе к графитовой форме, в соответствии со схемой приведенной на рисунке 1.

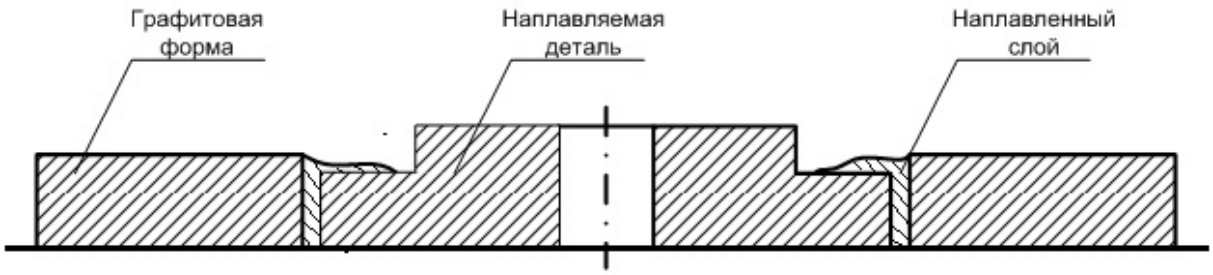


Рисунок 1. Схема наплавки

На рисунке 2 приведены снимки процесса наплавки в графитовой форме. Видно, что наиболее интенсивно происходит разогрев графитовой формы, что позволяет увеличить скорость наплавления.

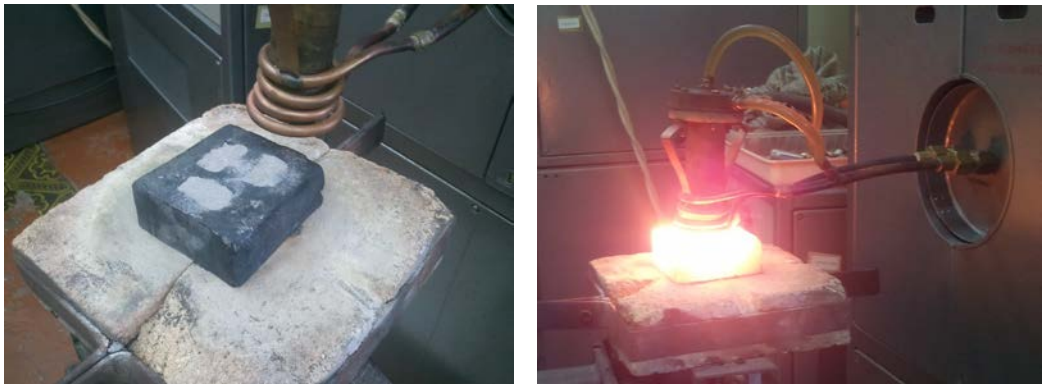


Рисунок 2. Процесс наплавки в графитовой форме

По результатам проведенных исследований было выявлено положительное влияние графитовой формы на процесс наплавления. Использование данного метода позволило добиться наиболее высокой равномерности и скорости наплавления.

УДК 661.665:66.091:663.35

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ОКИСЛЕНИЯ МЕДИ И КОМПОЗИЦИОННЫХ СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ

Трунова Алина Игоревна,
научный руководитель д-р техн. наук Бабкин В.Г.
Сибирский федеральный университет

В нераскисленной меди при ее выплавке в печах «открытого» типа содержится достаточно большое количество кислорода, содержание которого по данным различных источников составляет от 0,1 до 0,2 мас. %. В окисленной меди существенно снижаются скорость растворения и усвоение легирующих компонентов, необходимых для синтеза в расплаве упрочняющих фаз. Например, по данным работы ученых Уральского федерального университета [1] повышение содержания кислорода в меди от 0,001 до 0,01 мас. % уменьшает количество растворенного хрома при выплавке хромовых бронз с 60 до 40%. Поэтому раскисление расплава перед легированием является обязательным этапом технологического процесса. Применяемые для этой цели лигатуры, содержащие элементы с большим сродством к кислороду (Si, Mg, Zr, Alи др.) образуют в результате раскисления меди тугоплавкие оксиды, которые плохо удаляются из расплава и отрицательно влияют на финишных операциях обработки металлов давлением. Кроме того, оксидные включения снижают электропроводность литых изделий электротехнического назначения.

Кислород в медном расплаве находится в виде комплексов из связанных ионов Cu^{+} иO^{-2}, которые непрочно связаны с окружающими их ионами меди. Предполагается следующий механизм образования Cu_2O [2]. При низких концентрациях растворенного кислорода в расплаве меди связи внутри таких группировок не являются насыщенными, однако в процессе увеличения концентрации кислорода связи локализуются и при достижении определенной концентрации насыщаются, в результате чего и образуется химическое соединение Cu_2O. Таким образом, при достижении предельной растворимости кислорода в медном расплаве частицы Cu_2O выделяются в самостоятельную фазу.

Для подтверждения растворения кислорода и образования оксидных частиц в расплаве провели термический анализ. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) определили возможные фазовые переходы в процессе взаимодействия катодной меди (99,96% Cu) с окислительной средой в условиях низкого вакуума. Анализ проводили с использованием синхронного термического анализатораNETZSCHSTA 449CJupiterпри скорости нагрева 30 К/мин.

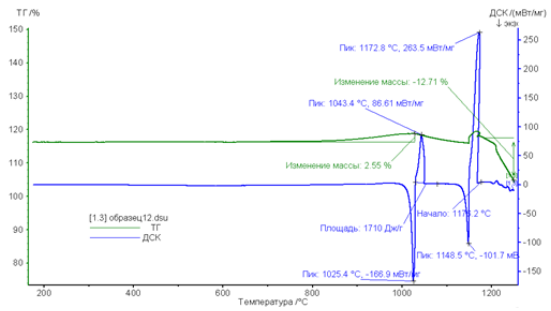


Рисунок 1. Результаты анализа ДСК катодной меди при нагреве

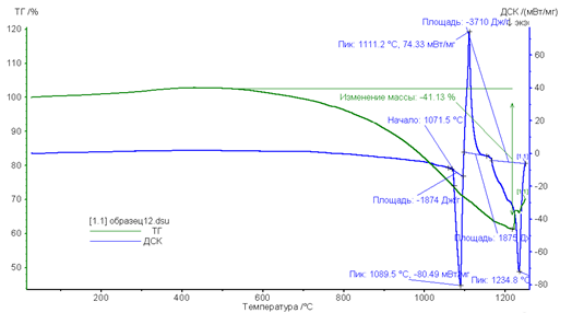


Рисунок 2. Результаты анализа ДСК катодной меди при охлаждении

Как следует из рисунка 1, в интервале температур 1071,5°С – 1089,5°С происходит плавление катодной меди. При температуре выше 1100°С в жидкой меди происходит растворение кислорода с образованием твердой фазыCu_2O по реакции:

$$2Cu_{(ж)} + [O] = Cu_2O.$$

Процесс сопровождается выделением тепла (3710 Дж/г) и в системе устанавливается равновесие между жидкой медью, насыщенной кислородом, и твердым оксидом меди. При дальнейшем нагреве образца происходит плавление Cu_2O (t=1234,8°С), что связано с поглощением тепла и соответствует второму пику на кривой ДСК (рисунок 1). Выше температуры плавления Cu_2O в системе находятся в равновесии жидкая медь, насыщенная кислородом.

На рисунке 2 приведена кривая ДСК в режиме охлаждения. Видно, что в системе наряду с пиком, соответствующему затвердеванию расплава на основе меди (t=1043,4°С), имеется пик, относящийся к тепловому эффекту затвердения оксида меди (t=1172,8°С). При охлаждении уменьшается растворимость кислорода в металле и при фазовых переходах из раствора выделяется избыточная оксидная фаза, что отмечается двумя пиками (1-й пик при 1148,5°С, 2-й пик при 1025,4°С) на рисунке 2.

С экономической точки зрения в качестве исходного материала для приготовления композиционных сплавов промышленного назначения следует применять техническую медь, например, марок М2, М3 и др. В следующей серии опытов провели термический анализ технической меди марки М3 (99,95%Cu). Результаты термического анализа представлены на рисунке 4.

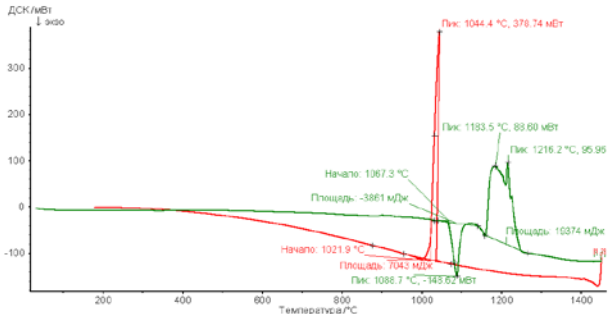


Рисунок 3. Результаты анализа ДСК технической меди марки М3.

Методом ДСК в режиме нагрева (рисунок 3) обнаружили, что в технической меди наряду с основным пиком, соответствующим теплоте плавления меди, имеются два пика с противоположным знаком при температуре 1183,5°С и 1216,2°С. В соответствие с диаграммой Cu -Cu_2O при температуре 1065°С образуется эвтектика (3,47 масс.% Cu_2O). Плавление завершается при 1088,7°С и может быть связано с наличием в меди примесей, которые могут окисляться по реакциям:

$$[Me_{\text{пр}}] + [O] = MeO$$

$$[Me_{\text{пр}}] + (Cu_2O) = MeO + 2[Cu].$$

На кривой ДСК в режиме охлаждения отмечен один пик, соответствующий выделению скрытой теплоты кристаллизации меди.

В следующей серии опытов исследовали растворение кислорода в композиционном сплаве системы Cu-Cr_3C_2. Так как хром имеет большее сродство к кислороду, изучение окисления меди при вводе в нее смеси порошков хрома и углерода является очень важным. Для оценки влияния малых добавок карбида хрома (Cr_3C_2) на положение линий солидуса и ликвидуса методом ДСК определили тепловые эффекты фазовых переходов сплавов системы Cu-Cr-C в сравнении с чистой медью.

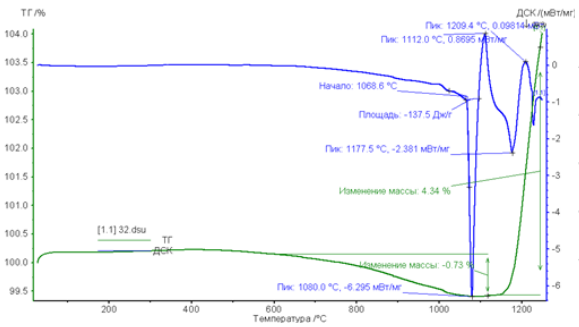


Рисунок 4 . Результаты анализа ДСК сплава системы Cu-0,3%Cr_3C_2 при нагреве от 25° до1250°С.

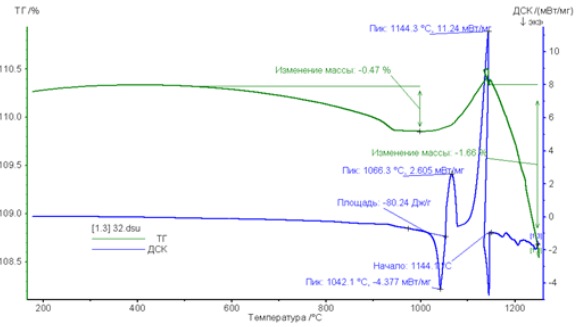


Рисунок 5 .Результаты анализа ДСК сплава системы Cu-0,3%Cr_3C_2 при охлаждении от 1250°до 25°С.

При температуре 1112°С в расплаве растворяется оксидная фаза, а при 1177,5°С происходит ее плавление. Пик при температуре 1209,4°С возможно связан с выделением в расплаве фазы $Cu_2O{\cdot}Cr_2O_3$, а следующий пик – с ее плавлением (рисунок 4).ДСК в режиме охлаждения (рисунок 5) показывает пик при 1144,3°С, соответствующий кристаллизации оксидной фазы, а второй пик при 1066,3°С – металлической фазы, из которой при 1042°С выделяется избыточное количество растворенной закиси меди.

Следующая серия опытов проводилась с применением наноразмерного углерода в качестве раскилителя в количестве, необходимом для раскисления и образования необходимых карбидов.

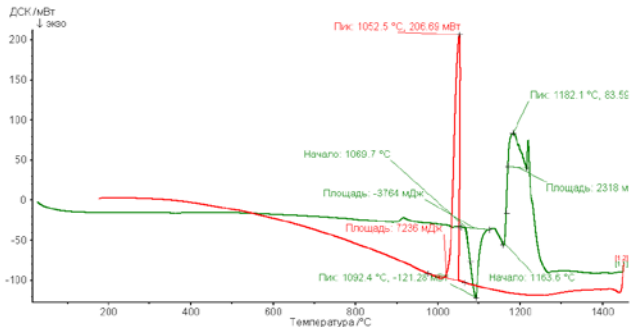


Рисунок 6. Результаты анализа ДСК сплава системы Cu -1%Cr_3C_2.

Из рисунка 6видно, что при содержании 1%Cr_3C_2 в расплаве меди возможно получение бескислородного сплава, в котором отсутствуют тугоплавкие соединения с кислородом.

В режиме нагрева на кривой ДСК наряду с пиком соответствующим плавлению меди (1092°С) присутствуют два пика с противоположным знаком, которые соответствуют окислению примесей, содержащихся в технической меди. Однако плавление их в заданном интервале температур не происходит, т.к. они являются более тугоплавкими. На кривой ДСК в режиме охлаждения отмечен один пик, соответствующий выделению скрытой теплоты кристаллизации меди.

Последующие эксперименты связаны с глубоким раскислением меди и более эффективным синтезом упрочняющих карбидных фаз. Об этом свидетельствуют результаты механических свойств сплавов меди с различным содержанием хрома.

Таблица 1 - Механические свойства композиционного сплава Cu-Cr_3C_2 с различным содержанием хрома

№ плавки	$\sigma_в$, (МПа)	δ, %
Чистая Cu (раскисленная фосфористой медью марки МФ9)	160	25
Cu - 0,3%Cr_3C_2	172	26,2
Cu - 0,5%Cr_3C_2	176	23,25
Чистая Cu (не раскисленная)	190	17
Cu -1%Cr_3C_2	188	55
Cu - 3%Cr_3C_2	198	64

Результаты свидетельствуют о том, что наряду с повышением прочности возрастает и пластичность сплава при увеличении содержания Cr_3C_2. Значения пластичности сплава Cu - 3%Cr_3C_2 в два раза выше, чем для чистой меди.

Выводы

1. Методом термического анализа подтверждено, что плавка меди в кислородсодержащей атмосфере способствует ее насыщению кислородом и выделению его с образованием фазы Cu_2O, которая значительно снижает пластичность, что является недопустимым для обработки сплава давлением.

2. Применение наноразмерного углерода, по-видимому, впервые позволяет провесит глубокое раскисление расплава меди, которое не достигается всеми известными методами.

3. Из литературы известно, что при глубокомраскислении меди происходит более интенсивное усвоение водорода, поэтому следующим этапом исследования будет подбор наиболее эффективного флюса, который бы не только защищал расплав от водорода, но и был инертен к нему.

Список литературы

1. Р.К. Мысик, И.А. Вайс, С.В. Брусницин и др. Освоение технологи плавки и литья хромовой и хромциркониевой бронз на ОАО «КУЗОЦМ» // Труды пятого съезда литейщиков России. М.: РАДУНИЦА. 2001, с. 246-251.

2. Чурсин, В.М. Плавка медных сплавов (Физико-химические и технологические основы) / В.М. Чурсин – М.: Металлургия, 1982. – 152 с.

УДК 539.2

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Черкашин А.А., Рудзит А.А.
Научный руководитель д-р физ.-мат. наук, профессор Квеглис Л. И.
Сибирский федеральный университет

Известно, что мартенситные превращения в металлах и сплавах идут по определенным ориентационным схемам. Эти схемы, как правило, представляют плоские двумерные сетки. Однако, трехмерная модель может более полно описать особенности мартенситных превращений. Оно может осуществляться только в условиях когерентности границ исходного и растущего кристалла. Это условие в свою очередь указывает на то, что в процессе мартенситного превращения весьма вероятно появление определенной промежуточной фазы. В случае сталей возможной промежуточной фазой между исходной ГЦК-решеткой аустенита и ОЦК-решеткой мартенсита может являться промежуточная фаза с ГПУ-решеткой (эту фазу часто называют ε-мартенситом). Возникновение такой фазы может способствовать снижению энергетических затрат, необходимых для формирования тетрагональной ОЦК-решетки мартенсита в сталях при мартенситном превращении.

Кластером называют группу атомов, объединение которых может рассматриваться как самостоятельная структурная единица, обладающая определенными свойствами существенно изменяющимися при удалении или добавлении хотя бы одного атома. Превращение ОЦК-ГПУ может протекать через промежуточную конфигурацию, совпадающую с кристаллической структурой гексагональной ω-фазы [1], а сравнение модели с экспериментальными данными по ориентационным соотношениям при мартенситных превращениях и габитусным плоскостям мартенсита показало, что модель применима также и к сплавам, проявляющим эффект памяти формы. При построении модели R-фазы использовалась вторая концепция, а именно что в структуре исходной фазы на основе ОЦК-решетки могут образоваться и длительное время сохраняться не включения ω-фазы, а изолированные фрагменты ее кристаллической решетки, т.е. ω-кластеры.

Предполагаются модели кластерной самоорганизации мартенситного перехода из фаз с ОЦК, ГПУ решетками в фазу с ГЦК-решеткой. Эта фаза может быть промежуточной при прямых и обратных мартенситных переходах.

Мартенситное превращение – это полиморфное превращение, при котором изменение взаимного расположения составляющих кристалл атомов происходит путем их упорядоченного перемещения, причем относительные смещения соседних атомов соизмеримы с междуатомным расстоянием. Перестройка кристаллической решетки в микрообластях обычно сводится к деформации ее элементарной ячейки. Необходимое условие мартенситного превращения, которое развивается путем образования и роста областей более стабильной фазы в метастабильную, – сохранение упорядоченного контакта между фазами. Упорядоченное строение межфазных границ снижает избыточную энергию, необходимую для зарождения кристаллов новой фазы (мартенситных кристаллов). Поэтому зарождение мартенситных кристаллов происходит с большой скоростью и может не требовать тепловых флюктуаций. Возможно образование мартенсита закалки и мартенсита деформации. Наиболее полно изучены мартенситные превращения в сплавах железа, кобальта и никеля, в частности в связи с закалкой стали.

Известно, что сплавы на основе кобальта претерпевают мартенситный переход из ГЦК в ГПУ решетку при быстром охлаждении. Алгоритм ГПУ сборки требует попарного чередование октаэдров и тетраэдров. Если ГЦК ячейка состоит из октаэдра, окруженного восемью тетраэдрами: четырьмя в верхней и четырьмя в нижней части октаэдра, то элементарная ячейка ГПУ Co содержит пары тетраэдров или пары октаэдров, вдоль направления оси z. Поворачивая и сдвигая кластеры ГЦК, мы можем по заданному алгоритму получить кластеры ГПУ. При этом межатомные расстояния сохраняются, следовательно размеры ГПУ кристалла обусловлены межатомными расстояниями в исходной ГЦК решетки, как результат кластерных перестановок. Мартенситное превращение в сталях и других сплавах, например - TiNi, можно описать с помощью кластерного подхода.

Например, известно превращение ГЦК аустенита в углеродистой стали в мартенсит ОЦК решетки. Алгоритм ГЦК сборки требует чередования кластеров (октаэдров и тетраэдров). Поворачивая и сдвигая кластеры, формирующие ГЦК решетку, можно объяснить образование кластеров ОЦК решетки. При этом межатомные расстояния изменяются незначительно. Предполагается переход из ОЦК фазы в ГПУ фазу через промежуточную фазу с ГЦК решеткой, показан на рисунке 1. Возможность такого превращение была показана работами Л.И.Квеглис [2].

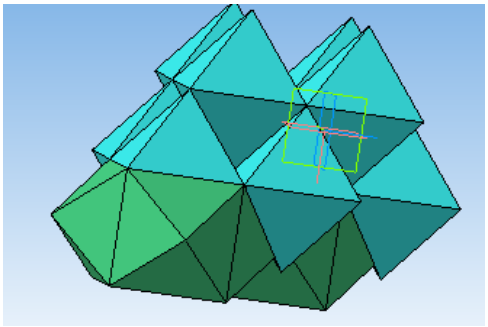


Рис. 1. 3D модель перехода из ОЦК в ГЦК фазу, темно-зеленые - октаэдры ОЦК решетки, светло-зеленые – кластеры ГЦК решетки

Мартенситное превращение из ОЦК в ГЦК происходит благодаря появлению вакансий в центре ОЦК ячейки. Тогда, сформировавшийся ГЦК кластер притянется в полость ОЦК решетки строго по размеру, а октаэдр станет центром зарождения и роста решетки.

При больших градиентах давления, которые возникают при пластической деформации и создают неравновесные условия, формируются промежуточные фазы. Об этом свидетельствует многочисленные экспериментальные данные в литературе, показывающие, что плоскость (100) в ГЦК решетки при этом становится плоскостью (110) ОЦК. Впервые на эту особенность обратил внимание Бейн и создал свою схему мартенситного перехода, на что до сих пор ссылаются многие исследователи. Однако, схема Бейна не может быть правильной, поскольку одно из ребер Бейновской ГЦК решетки в 1,43 раза меньше остальных, что не может реализоваться по правилу Юм-Розери. Опираясь на кластерные модели, можно показать, как из ОЦК решетки через ГЦК фазу можно перейти в ГПУ решетку.

Список литературы

1. Модель кристаллической структуры R-мартенсита в сплавах с эффектом памяти формы на основе NiTi/ В.С. Крапошин, Нгуен Ван Тхуан – МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2007 г.

2. The Features of the martensitic transformation in Titanium Nickelide / R. B. Abylkalykova, G. B. Tazhibaeva, Noskov F.M., L. I. Kveglis /Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics, 2009, Vol. 73, No. 11, 2009

УДК:621.186.3.004.63

АНАЛИЗ ПРИЧИН РАЗРУШЕНИЯ ПАРОПРОВОДА КОТЕЛЬНЫХ УСТАНОВОК НА БГРЭС-1

Шубина Е. Г., Шукис А. А., Яганова А. А.
Научный руководитель канд. техн. наук Масанский О. А.
Сибирский федеральный университет

Пар в трубах паропровода движется под большим давлением (до 40МПа) и при высоких температурах (450–580°С). Из-за естественного атмосферного давления снаружи возникает разность давлений, действующая на стенку трубы паропровода. В качестве материала для труб паропровода необходимо использовать легированные стали, обладающие высокой жаропрочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью, а также высокими параметрами пределов ползучести и длительной прочности, чтобы обеспечить длительную безопасную работу паропровода. Длительные воздействия давления и температуры пара на внутренние стенки паропровода, а также воздействия продуктов сгорания топлива на внешние стенки паропровода приводят к различным видам разрушений(коррозия, растрескивание, усталостная трещины, эрозия).

В котло-и турбиностроении широко применяются элементы сварных конструкций, в частности для соединения труб пароперегревателей и паропроводов. Разрушение композитного стыка труб пароперегревателей и паропроводов довольно распространенная проблема на тепловых электрических станциях. Особенно часто такие разрушения происходят в зоне термического влияния, поскольку оборудование работает в режиме высоких температур 545 °С и давлении до 40 МПа.

Для изготовления пароперегревателей и паропроводов применяют жаропрочные стали марок 12Х1МФ и сталь 12Х18Н12Т. Хром введен для улучшения окалиностойкости, молибден и ванадий – для повышения жаропрочности до 570 °С. Совместное легирование ванадием и хромом препятствует процессу графитизации за счет стабилизации карбидов после термической обработки: нормализация при температуре около 1000 °С и последующего отпуска при температуре 650–750 °С в течение 2–3 ч.

В представленной работерассмотрены различные виды разрушений на примере опытных образцов, взятых с котельных установок БГРЭС-1: образец №1 – коррозионно-усталостная трещина, образец №2 – раскрытие трубы, образец №3 – трещина в зоне композитного стыка труб. Характеристики исследованных образцов приведены в табл. 1. Общий вид образцов представлен на рис. 1–3.

Таблица 1. Характеристики исследуемых образцов

№ образца	Материал	Рабочие параметры	Наработка, ч.
1	12Х1МФ	Т= 400°С, Р=30,3МПа	135 тыс.
2	12Х1МФ	Т= 412°С, Р= 30,95 МПа	По котлу – 52 тыс. По трубе – 49 тыс.
3	12Х1МФ 12Х18Н12Т	Т= 545^0С, Р= 4,0 МПа	120-130 тыс.

Рис.1. Образец 1, Коррозионно-усталостная трещина

Рис. 2. Образец 2, Раскрытие трубы

Рис. 3. Образец 3, Трещина в зоне композитного стыка сварного соединения труб

Образец 1.Повреждение представляет собой продольную трещину с необогреваемой стороны трубы, протяженностью 59 мм по наружной поверхности на гибе трубы и максимальным раскрытием до 0,7 мм (рис. 1).На внутренней поверхности трубы наблюдаются многочисленные продольные микротрещины радиального направления, расположенные как с обогреваемой, так и не с обогреваемой стороны трубы (рис. 4).

Глубина трещин изменяется от 0,02 мм до сквозной трещины. Металлографическим исследованием установлено, что структура металла трубы представляет собой зерна феррита, перлитной составляющей с наличием карбидов. Микроструктура металла внутренней поверхности характеризуется наличием многочисленных коррозионных язв, которые являются концентраторами напряжений, и от них берут начало трещины. Под действием напряжений растяжения, происходит соединение образовавшихся микротрещин в макротрещину, которая в процессе эксплуатации и привела к разрушению трубы. Основная трещина имеет вид глубокого коррозионного канала с пережимами (рис. 5), что по морфологическим признакам характерно для коррозионно-усталостной трещины.

Данное повреждение произошло в результате развития коррозионно-усталостных трещин, образовавшихся в месте концентратов напряжений (коррозионных язв) с внутренней поверхности трубы по растянутой стороне гиба трубы, до сквозной трещины.

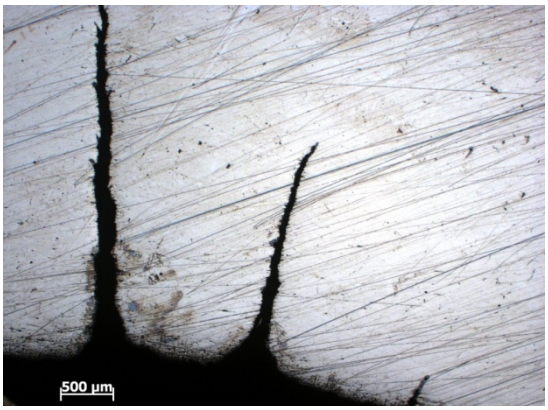


Рис.4. Микротрещины метала на внутренней поверхности трубы

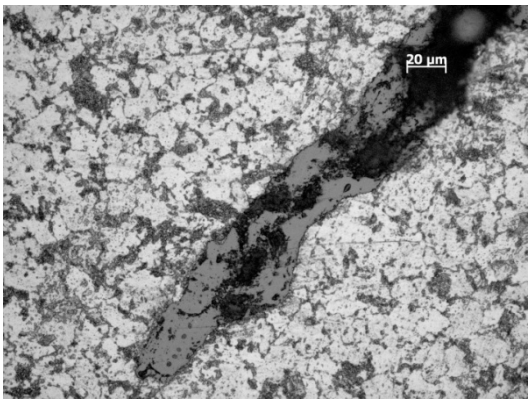


Рис. 5. Коррозионно-усталостная трещина

Образец 2.Повреждение представляет собой продольный разрыв, протяженностью 86 мм и раскрытием до 49 мм по утончённой до 2 мм стенке тыльной стороны трубы (рис. 2). Остаточная деформация трубы составляет 33%. По кромке разрыва наблюдается продольное макрорастрескивание наружной и внутренней поверхности трубы. Толщина слоя окалины на наружной поверхности лобовой стороны трубы достигает 0,25 мм, тыльной – 0,1 мм, внутренняя поверхности покрыта плотной оксидной поверхностной пленкой. Результаты механических испытаний показали, что металл имеет высокий предел прочности и низкую пластичность, что указывает на его «закаленное» состояние. Металлографические исследования показали, что микроструктура поврежденного участка (рис. 6) представляет собой низкоуглеродистый мартенсит. В структуре наружной поверхности трубы вблизи разрыва наблюдается деформационное растрескивание. Жаропрочные свойства удовлетворяют расчету на прочность при эксплуатации на расчетных параметрах.

Значительная пластическая деформация, сопровождающая разрушение, свойства поврежденной трубы и состояние микроструктуры указывают на то, что разрушение произошло в результате перегрева металла трубы до температур структурных превращений780-870°С.

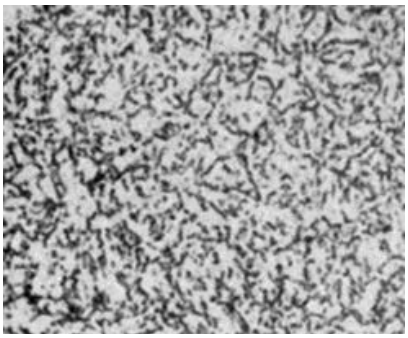


Рис. 6. Микроструктура образца в месте раскрытия трубы

Образец 3. Повреждение представляет собой сквозную кольцевидную трещину, протяженностью 60% длины окружности и максимальным раскрытием 0,5 мм по границе композитного стыкования сварного соединения, развивающегося с наружной поверхности трубы (рис. 7).

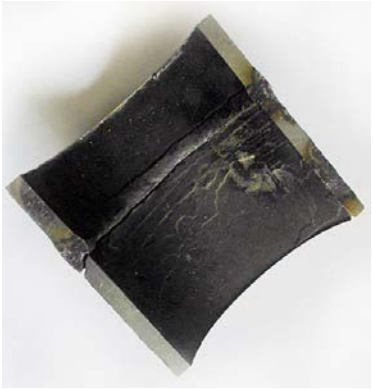


Рис.1. Зона композитного соединения труб

При сваривании в конструкции возникают внутренние напряжения в результате неравномерного нагрева (фазовый и структурный состав) охлаждения и усадки,

которые могут явиться причиной образования трещин в зоне термического воздействия.Усталостные разрушения трубопроводов возникает при резком наборе или сбросе нагрузки, а также при аварийных остановках могут возникать напряжения, превышающие предел текучести.

Сварные соединения характеризуются значительной структурной неоднородностью металла зон. Структура основного металла представляет собой феррит и перлит с равномерно распределенными частицами карбидов. Воздействие нагрева при сварке привело к формированию неравновесных структур в областях, прилегающих к сплавлению, а также участка рекристаллизации, характеризующихся образованием мелкозернистой структуры. Металл шва также имеет мелкозернистое строение с наличием избыточного феррита, образующего оторочки по границам аустенитных зерен. Типичная неоднородность твёрдости металла зон таких соединений отражает их характерную неоднородность микроструктуры. В исследуемых сварных соединениях в процессе сварки образовались участки с повышенной и пониженной прочностью.

Металлографические исследования показали, чтоструктура основного металла, металла шва и переходной зоны имеют различное строение (рис. 8). Разные структуры имеют разный коэффициент термического расширения и разное значение ползучести, поэтому в зоне сварного соединения возникают термические напряжения, которые способствуют возникновению микротрещин. Образовавшиеся микротрещины подвержены коррозионному воздействию. В результате чего при заданных условиях эксплуатации протекает коррозия под напряжениями.

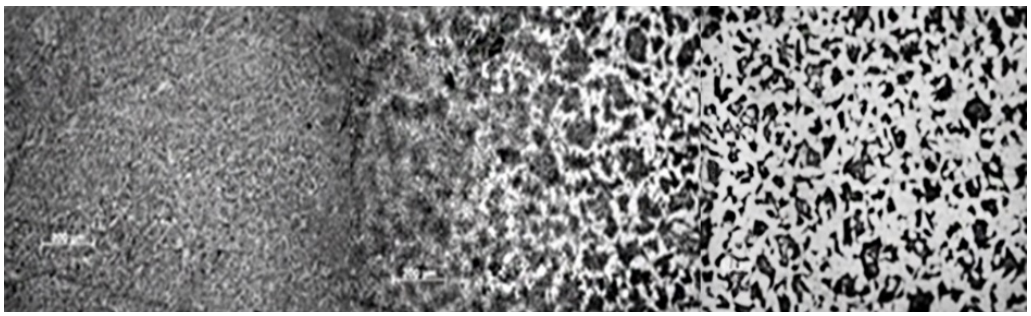


Рис.2. Микроструктура зоны композитного стыка труб

Металлографическое исследование показало, что трещина развивается в месте концентрации напряжений по линии сварного стыкового соединения. Трещина имеет незначительное разветвление, переменное раскрытие, берега окислены, такие признаки указывают на образование усталостной трещины.

На основании изложенного и проведенных исследований, можно сделать вывод о том, что повреждение композитного стыка произошло по механизму коррозийно-усталостного разрушения в результате отработки ресурса.

Выводы:

образец 1 –коррозионно-усталостное разрушение металла;

образец 2–перегрев свыше температур структурных превращений;

образец 3–коррозийно-усталостное разрушение в результате отработки ресурса.