

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ПОВЕРХНОСТИ ПРОМЫШЛЕННОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 6111 В ЗОНЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ИМПУЛЬСНОГО ПУЧКА ЭЛЕКТРОНОВ В РЕЖИМЕ ПРЕДПЛАВЛЕНИЯ

*В.В. Брюховецкий, Н.И. Базалеев, В.В. Литвиненко, В.Ф. Клепиков, Е.М. Прохоренко,
О.Е. Брюховецкая, В.Т. Уваров*, А.Г. Пономарев**

*Институт электрофизики и радиационных технологий НАН Украины,
Харьков, Украина;*

**Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина*

E-mail: ntcefo@yahoo.com

Изучены особенности воздействия импульсного пучка электронов на процессы структурообразования в поверхностном слое промышленного алюминиевого сплава 6111 в режиме предплавления. Показано, что в зоне влияния пучка происходило плавление и последующая кристаллизация отдельных объемов микроструктуры поверхностного слоя, а также выяснены возможные причины плавления локальных участков микроструктуры.

1. ВВЕДЕНИЕ

В технологиях обработки различных материалов широко используется влияние направленных потоков энергии. Одним из вариантов такой обработки является воздействие на материал интенсивных импульсных пучков электронов. Действие такого пучка комбинированное: ударное, тепловое и радиационное [1-3]. Оно приводит к быстрому нагреву поверхности материала и последующему относительно быстрому охлаждению в результате отвода тепла внутрь образца. Как правило, при таком воздействии используются плотности потока энергии, приводящие к оплавлению поверхности исследуемого образца [4-7]. Впервые изучено действие импульсного пучка электронов на материал в режиме предплавления.

Предплавлением считается стадия рождения и накопления дефектов с образованием квазижидкого слоя на поверхности образца. Когда концентрация дефектов становится столь большой, что происходит потеря ориентационного порядка в образце, твердое тело переходит в состояние расплава. У сплавов, как правило, нет определённой температуры плавления, процесс их плавления происходит в конечном диапазоне температур. На диаграммах состояния «температура-относительная концентрация» имеется конечная область сосуществования жидкого и твёрдого состояний, ограниченная кривыми ликвидуса и солидуса. Аналогичная ситуация наблюдается и в случае многих твёрдых растворов. Исключением являются только эвтектики с постоянной температурой плавления $T_{пл}$.

При создании и внедрении новых деформируемых алюминиевых сплавов особая роль отводится повышению прочности, длительности срока эксплуатации, простоты обработки, работоспособности в экстремальных температурных, динамических и усталостных

условиях нагружения. При этом ведущие компании мира многие годы работают над созданием специальных алюминиевых сплавов, прочность и пластичность которых не уступала бы сталям. Большинству предъявляемых требований отвечают сплавы системы Al-Mg-Cu-Si, имеющие примерно в 10 раз большую, чем чистый алюминий прочность. Свойства приповерхностных слоев металлов и сплавов очень часто играют определяющую роль, когда они применяются в качестве конструкционных материалов. Обработка изделий концентрированными потоками энергии дает возможность целенаправленно модифицировать характеристики поверхности.

Целью данной работы являлось изучение особенностей воздействия импульсного пучка электронов на процессы структурообразования в поверхностном слое промышленного алюминиевого сплава 6111 системы Al-Mg-Cu-Si в режиме предплавления.

2. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Исходные образцы промышленного алюминиевого сплава 6111 толщиной 1 мм облучались сильноточным импульсным пучком электронов с плотностью потока энергии 10^9 Вт/см² (энергия пучка $E_n \approx 0,35$ МэВ, ток $I_n \approx 2$ кА, длительность импульса $\tau_n \approx 5 \cdot 10^{-6}$ с). Воздействие пучка электронов с такими параметрами приводило, прежде всего, к сильному нагреву поверхности образцов исследуемого сплава, однако макроскопическое оплавление поверхности образцов при этом не наблюдалось.

Структурные и топографические исследования поверхностных слоев образцов сплава 6111 проводились с применением оптических микроскопов МБС-9 и МИМ-6 и растрового электронного микроскопа JEOL JSM-840. Приготовление шлифов осуществлялось следующим образом. Поверхность

образцов шлифовали до нужной величины и подвергали механической полировке с использованием алмазной пасты разной зернистости. Окончательную обработку поверхности шлифов проводили с использованием алмазной пасты зернистостью 1/0. Химическое травление осуществляли универсальным травителем такого состава: 17 мл HNO_3 , 5 мл HF , 78 мл H_2O . Средний размер зерна определяли методом секущих по 100 измерениям, что обеспечило при доверительной вероятности 0,95 относительную погрешность в определении среднего размера зерна не больше, чем 10 %. Микротвердость измеряли микротвердомером ПМТ-3М.

3. ХАРАКТЕРИСТИКИ ИССЛЕДУЕМОГО СПЛАВА 6111

Проведены исследования образцов промышленного алюминиевого сплава 6111 (Mg (0,5...0 %), Cu (0,5...0,9 %), Si (0,7...1,1 %), Mn (0,1...0,45 %), Zn (0,15 %), Cr (0,1 %), Ti (0,1 %), Fe (0,4 %), мас. %, основа Al). Исходный средний размер зерна исследуемых образцов составлял $\bar{d} \approx 23$ мкм, при этом наблюдается разнотернистость, хотя зерна, в основном, близки к равноосным (рис. 1).

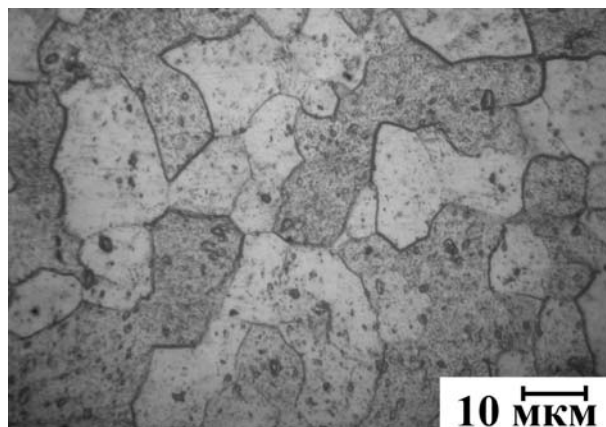


Рис. 1. Вид исходной зернистой микроструктуры образца сплава 6111

Сплавы серии 6XXX системы Al-Mg-Si-Cu с 1980 г. производятся в США компанией ALCOA [8]. Их относят к термически упрочняемым алюминиевым сплавам. Данные сплавы обладают высокой коррозионной стойкостью, характеризуются отсутствием склонности к коррозионному растрескиванию под напряжением и удовлетворительной свариваемостью.

Механические испытания образцов сплава 6111 на разрывной машине позволили установить, что его предел прочности (временное сопротивление разрушению) $\sigma_b = 340$ МПа, а $\sigma_{02} = 130$ МПа, т. е. сплав можно считать среднечугунным. Максимальное удлинение до разрушения сплава 6111 при комнатных температурах составляет ~ 21 % [9].

Из приведенных выше данных о химическом составе алюминиевого сплава 6111 видно, что

основными его легирующими компонентами являются медь, магний и кремний. Известно [10], что атомы Mg и Si в алюминиевом твердом растворе стремятся к образованию фазы Mg_2Si . Данная фаза была обнаружена в сплаве 6013, близкому по составу к 6111 [11,12]. В тонкой структуре сплава 6061, сходному по составу с 6111, были идентифицированы как фаза Mg_2Si , так и частицы чистого Si (рис. 2)[13]. Согласно [11] в сплаве 6111 могут присутствовать фазы $Al_6(Fe, Mn)$. Хром и марганец вызывают некоторое упрочнение, но их главная роль состоит в повышении коррозионной стойкости. Титан является модификатором.

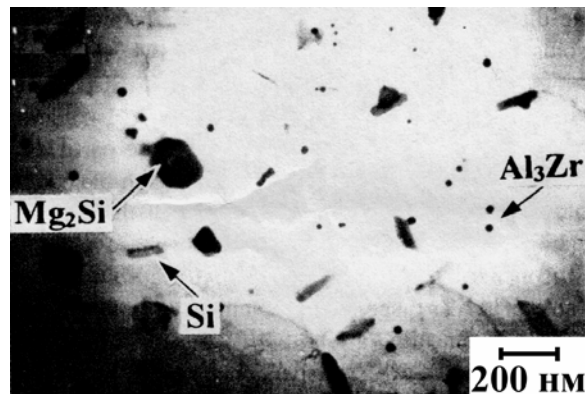


Рис. 2. Тонкая структура образца сплава 6061

4. РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЙ И ДИСКУССИЯ

Структурные исследования поверхностных слоев образцов сплава 6111, подвергнутых воздействию пучка электронов, позволили обнаружить некоторые особенности микроструктуры, которые не наблюдаются в исходных образцах изучаемого сплава 6111. На рис. 3 приведен ряд микрофотографий структуры поверхностного слоя в зоне воздействия пучка электронов, наблюдаются закристаллизовавшиеся участки расплава как вдоль границ зерен, так и отдельные фрагменты внутри исходных зерен. Такие микроструктурные особенности имеются в приповерхностном слое в зоне воздействия пучка вплоть до 100 мкм в глубь образца. Толщина закристаллизовавшихся межзеренных прослоек постепенно уменьшается по мере углубления. На глубине около 100 мкм зеренная микроструктура уже сходна с таковой для исходных образцов. Таким образом, очевидно, что хотя макроскопического плавления поверхности образцов не наблюдалось, однако, по-видимому, осуществлялось локальное плавление отдельных объемов микроструктуры поверхностного слоя. В результате этого в поверхностном слое образуется микроструктура, где исходные довольно крупные зерна окружают значительно более мелкие кристаллиты.

Для выяснения возможных причин возникновения локальных участков жидкой фазы в исследуемом сплаве при температурах, ниже температуры плавления, обратим внимание на следующие факты.

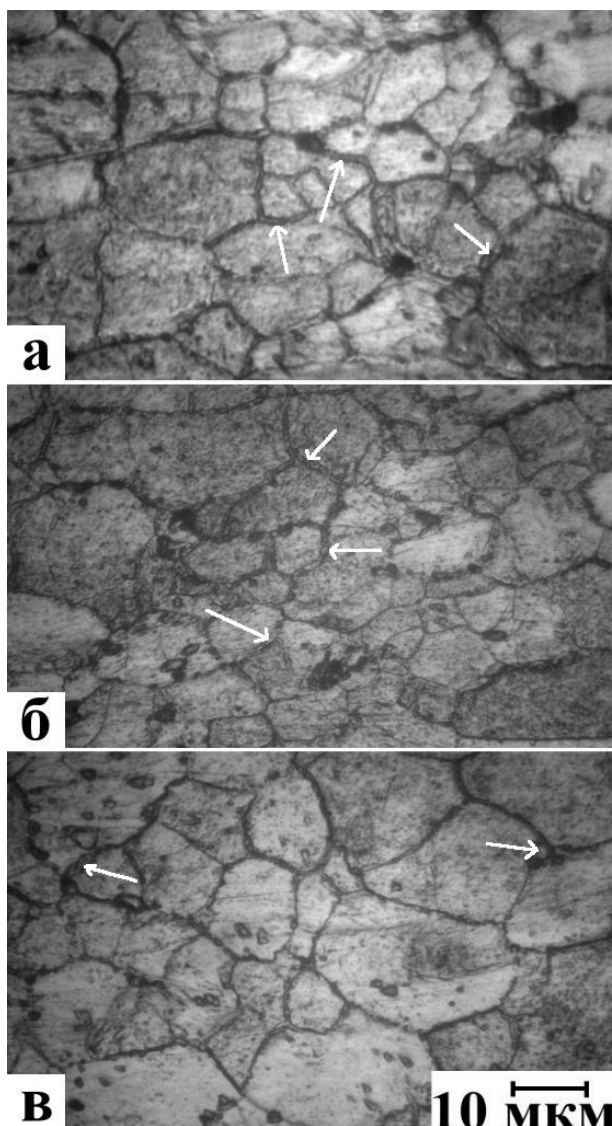


Рис. 3. Вид микроструктуры поверхностного слоя образца в зоне воздействия пучка электронов на разной глубине от поверхности: ~ 25 мкм (а); ~ 60 мкм (б); ~ 90 мкм (в). Стрелками указаны отдельные места перекристаллизации

Хотя сплав 6111 является многокомпонентным, основными легирующими элементами в нем являются Mg, Cu и Si, которые, как известно, образует с Al эвтектические диаграммы состояния. По-видимому, в нашем случае использовались такие плотности потока энергии, при которых поверхность сплава нагревается до температуры выше эвтектической, но еще не достаточной для того, чтобы произошло макроскопическое оплавление поверхности. Предполагалось, что при таком воздействии произойдет частичное оплавление сплава в приповерхностных слоях. На рис. 4 приведен фрагмент кривой дифференциального термического анализа сплава 6111. Образец исследуемого сплава был нагрет от комнатной температуры до $T = 1173$ К со скоростью нагревания 5 К/мин. Пики на полученной зависимости свидетельствуют о том, что в ходе нагревания в сплаве происходят фазовые

превращения. Видно, что наиболее выраженный эндотермический пик на кривой дифференциального термического анализа, отвечающий плавлению основной фазы сплава-твердого раствора на основе алюминия, начинается при $T = 908$ К и заканчивается при температуре, приблизительно равной 933 К. Менее выраженный эндотермический пик начинается при $T = 810$ К и заканчивается при $T = 871$ К. Следовательно, необходимо плотность потока энергии пучка выбирать таковой, чтобы нагрев поверхности осуществлялся до температур, лежащих в интервале 810...870 К, т. е. в зоне эндотермического пика.

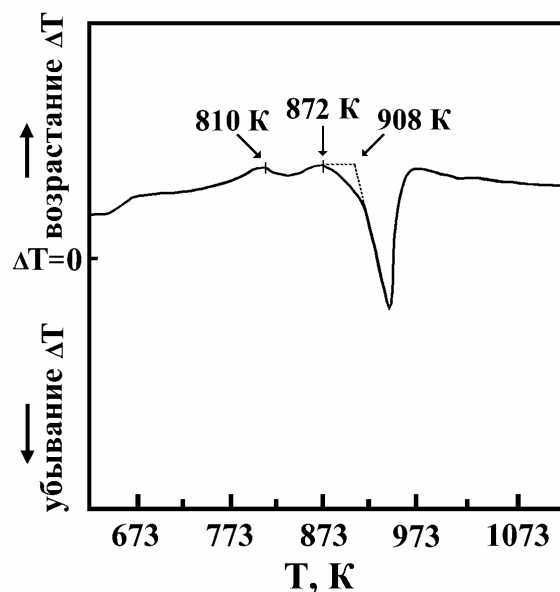


Рис. 4. Фрагмент кривой дифференциального термического анализа сплава 6111

В матричном сплаве системы Al-Mg-Cu-Si в контакте с твердым раствором на основе алюминия может находиться целый ряд изолированных друг от друга интерметаллидных частиц, таких как Al_2Cu , Al_3Mg_2 , Mg_2Si , Al_2CuMg , Si и др. [10,14]. Из названных фаз Al_2Cu , Al_3Mg_2 и Si образуют с твердым раствором на основе алюминия бинарные эвтектические диаграммы состояния, а фазы Mg_2Si и Al_2CuMg – квазибинарные эвтектические диаграммы состояния. То есть при наличии в сплаве указанных выше фаз при достижении эвтектической температуры для этих пар на контакте интерметаллидная фаза- α -твердый раствор (на межфазной границе) начнется контактное плавление сначала для контактирующей пары, имеющей наименьшую эвтектическую температуру, затем для более высокотемпературной эвтектики и т. д. А теперь рассмотрим, какие из эвтектических реакций могли наблюдаться в условиях такой обработки поверхности сплава 6111. Наиболее низкую точку плавления $T = 723$ К имеет эвтектика $\alpha_{Al} + Al_3Mg_2$. При этой температуре могло начаться контактное плавление на межфазной границе матрица (α_{Al})-включение Al_3Mg_2 . Однако фаза Al_3Mg_2 либо отсутствует в сплаве, либо находится в очень незначительном количестве, поскольку содержание

Mg в сплаве составляет 1 %. В интервал температур, при которых наблюдается эндотермический пик (810...871 К), попадают реакции $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Mg}_2\text{Si}$, осуществляющиеся при $T = 868$ К. Главную же роль в этом процессе, по-видимому, играет контактное плавление по реакции $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Al}_2\text{Cu}$ при $T = 821$ К. Контактное плавление по реакции $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Si}$, которое осуществляется при $T = 850$ К, также может играть в этом процессе немаловажную роль, поскольку частицы кремния, по-видимому, присутствуют в тонкой структуре сплава 6111. Могут также осуществляться и более сложные реакции, такие как $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Al}_3\text{Mg}_2 + \text{Al}_6\text{Mn}$ при $T = 710$ К, $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Mg}_2\text{Al}_3 + \text{Mg}_2\text{Si}$ при $T = 721$ К, а $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{Al}_2\text{CuMg} + \text{Al}_2\text{Cu}$ при $T = 780$ К, хотя эта температура уже и немного выше тех, которые попадают в локальный эндотермический пик. Также при более высокой температуре ($T = 798$ К), поскольку в сплаве 6111 присутствует Si, может осуществляться еще одна реакция, в результате которой образуется жидкая фаза, а именно, тройное эвтектическое превращения $\text{Ж} \leftrightarrow \alpha_{\text{Al}} + \text{CuAl}_2 + \text{Si}$.

Исходя из особенностей микроструктуры приповерхностных слоёв (см. рис. 3) и приняв во внимание высокие скорости нагрева образца, наиболее вероятным есть то, что появление локальных участков жидкой фазы было связано, прежде всего, именно с проявлением эффекта контактного плавления, осуществляющегося на контакте соседствующих фаз при некоторой определенной температуре – температуре контактного плавления [15]. Появление локальных участков жидкой фазы в этом сплаве может быть связано и с плавлением неравновесных эвтектик, а также с плавлением участков сегрегации легирующих элементов, температура плавления которых ниже, чем для сплава в целом. Поскольку плавление было частичным, то основа матрицы сохранилась в твердом состоянии, и кристаллизация расплава после воздействия пучка осуществлялась со стороны максимального отвода тепла. То есть подложкой для кристаллизации служили исходные нерасплавившиеся зерна алюминиевой матрицы. Поскольку после такого рода воздействия структура поверхностного слоя становится более дисперсной – наряду с крупными зёрнами присутствуют значительно более мелкие кристаллиты, – следовательно, повышается микротвердость поверхности образцов исследуемого сплава, что и подтверждают дюротметрические исследования.

5. ВЫВОДЫ

Впервые изучено воздействие импульсного пучка электронов на образцы сплава 6111 в режиме предплавления. Определены плотности потока энергии пучка электронов, при которых происходит увеличение микротвердости поверхности в результате расплава локальных участков образца. Такое воздействие дает возможность финишной обработке конструкционных изделий, не применяя дальнейшие технологические процессы обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. О.В. Богданкевич, А.А. Рухадзе. О возможности создания высокого давления в твердом теле с помощью сильноточного электронного пучка // *Письма в ЖЭТФ*. 1971, т.13, в. 9, с. 517-519.
2. Б.А. Демидов, М.В. Ивкин, В.А. Петров, В.С. Углов, В.Д. Чеджемов. Возбуждение ударных волн в толстых мишенях сильноточным РЭП // *ЖТФ*. 1980, т. 50, в. 10, с. 2205-2208.
3. Е.С. Мачурин. Радиационно-термические технологические процессы обработки металлов // *ВАНТ. Серия «Радиационная техника»*. 1985, в. 3(31), с. 99-103.
4. В.Ф. Клепиков, В.В. Брюховецкий, А.В. Пойда, В.В. Литвиненко, В.П. Пойда, В.Ф. Кившик, В.Т. Уваров. Изменение структуры и сверхпластичных свойств пластин алюминидовых сплавов воздействием импульсного пучка релятивистских электронов // *ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2003, № 6, с. 86-88.
5. В.В. Брюховецкий, В.В. Литвиненко, В.Ф. Клепиков, Р.И. Кузнецова, В.П. Пойда, В.Ф. Кившик, В.Т. Уваров. Влияние импульсного электронного облучения на параметры сверхпластичности дюралюмина // *ФиХОМ*. 2002, № 4, с. 33-38.
6. I.M. Neklyudov, V.B. Yufarov, L.G. Sorokovoj. The powerful pulsed electron beam effect on the metallic surfaces // *ВАНТ. Серия «Ядерно-физические исследования»*. 2001, №5, с.191-193.
7. Yu.E. Kolyada. Formation of a layered structure of a metal strengthening zone under irradiation with the pulsed high-current electron beam // *ВАНТ. Серия «Ядерно-физические исследования»*. 2001, №3, с. 184-186.
8. В.Н. Щерба. *Прессование алюминиевых сплавов*. М.: «Интермет Инжиниринг», 2001, 768 с.
9. В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, А.В. Пойда, Д.Р. Аврамец, Р.И. Кузнецова, А.П. Крышталь, А.Л. Самсонник, А.М. Каафарани. Механические свойства и структурные изменения в ходе сверхпластической деформации алюминиевого сплава 6111 // *Металлофиз. новейшие технол.* 2009, т. 31, № 9, с. 1289-1302.
10. Л.Ф. Мондольфо. *Структура и свойства алюминиевых сплавов* / Пер. с англ. М.: «Металлургия», 1979, 640 с.
11. L.P. Troeger, E.A. Starke Jr. Microstructural and mechanical characterization of a superplastic 6xxx aluminum alloy // *Mater. Sci. and Eng.* 2000, v. 277, p. 102-113.
12. L.P. Troeger, E.A. Starke Jr. Particle-stimulated nucleation of recrystallization for grain-size control and superplasticity in an Al-Mg-Si-Cu alloy // *Mater. Sci. and Eng. A*. 2000, v. 293, p. 19-29.
13. R. Kaibyshev, F. Musin, D. Gromov. Effect of Cu and Zr additions on the superplastic behavior of 6061 aluminum alloy // *Mater. Trans.* 2002, v. 43, N 10, p. 2392-2399.

14. М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Э.С. Кандер и др. *Диаграммы состояния систем на основе алюминия и магния*: Справочник / Под ред. Н.А. Абрикосова. М.: «Наука», 1977, 226 с.
15. В.М. Залкин. *Природа эвтектических сплавов и эффект контактного плавления*. М.: «Металлургия», 1987, 152 с.

Статья поступила в редакцию 30.01.2011 г.

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПОВЕРХНІ ПРОМИСЛОВОГО АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ 6111 В ЗОНІ ВПЛИВУ ІМПУЛЬСНОГО ПУЧКА ЕЛЕКТРОНІВ У РЕЖИМІ ПЕРЕДПЛАВЛЕННЯ

В.В. Брюховецький, М.І. Базалєєв, В.В. Литвиненко, В.Ф. Клепиков, Є.М. Прохоренко, О.Є. Брюховецька, В.Т. Уваров, А.Г. Пономар'ов

Вивчено особливості впливу імпульсного пучка електронів на процеси структуроутворення в поверхневому прошарку промислового алюмінієвого сплаву 6111 в режимі передплавлення. Показано, що в зоні впливу пучка відбувалось локальне плавлення і наступна кристалізація окремих об'ємів мікроструктури поверхневого прошарку, а також виявлено можливі причини плавлення локальних ділянок мікроструктури.

FEATURES OF GELATION OF SURFACE OF INDUSTRIAL ALUMINIUM ALLOY 6111 IN THE AREA OF INFLUENCE OF IMPULSIVE BUNCH OF ELECTRONS IN THE MODE OF PRE-MELTING

V.V. Bryukhovetskiy, N.I. Bazaleev, V.V. Litvinenko, V.F. Klepikov, E.M. Prokhorenko, O.E. Bryukhovetskaya, V.T. Uvarov, A.G. Ponomar'ov

The features of influence of impulsive bunch of electrons are studied on the processes of gelation in the superficial layer of industrial aluminium alloy 6111 in the mode of pre-melting. It is rotined that while the macroscopic melting of surface in the area of influence of bunch was not observed, however there was the local melting and subsequent crystallization of separate volumes of microstructure of superficial layer. Possible reasons of melting of local areas of microstructure are found out in the area of influence of bunch of electrons