

Библиографические ссылки

1. Reichmann A., Leffler D., Bartel R. State of the Art of a FEP Control Unit of Beam Scanning for Electron Beam Equipment // Proc. of 6th Intern. Conf. on Beam Technology. Halle (Saale), 2004. P. 102–107.

2. Control Over Electron Beam Welding Process by X-Ray Radiation from the Zone of Welding / V. Shabanov, V. Braverman, V. Bashenko, and S. Bajakin // Proc. of 6th Intern. Conf. on Beam Technology. Halle (Saale), 2004. P. 68–74.

V. Ya. Braverman, V. S. Belozertsev, T. G. Veysver

AUTOMATIC DETECTION SYSTEM FOR THE SEAM AT THE ELECTRON BEAM WELDING PROCESS

In the article the description of device, which provides automatic positioning of electron beam relative to joint of welded parts during welding, is given. Search of the acme, based on synchronous detection of sensor signal (X-ray or secondary emission) is realized in the device. Measurements were made when beam goes out of the channel following the welding direction.

Keywords: electron beam positioning, secondary electron emission, X-ray radiation, synchronous detector.

© Браверман В. Я., Белозерцев В. С., Вейсвер Т. Г., 2011

УДК 669.715.6:673.3.8:66.069.84

Г. Г. Крушенко

ДЕГАЗАЦИЯ ЛИГАТУР Al-Zr и Al-Ti С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОНСТРУКЦИОННОГО СПЛАВА АЛ27-1

Предварительный переплав лигатур Al-Zr и Al-Ti приводит к повышению механических свойств сплава АЛ27-1.

Ключевые слова: переплав, лигатуры Al-Zr и Al-Ti, механические свойства, сплав АЛ27-1.

В аэрокосмической отрасли при производстве высоконагруженных литых деталей летательных аппаратов широко применяется алюминий-магний-цинковый сплав АЛ27-1 (состав по ГОСТ 1583–93: Mg – 9,5...11,5 %; Be – 0,05...0,15 %; Ti – 0,05...0,15 %; Zr – 0,05...0,20 %; Al – остальное; примеси – не более 0,05 % каждого элемента: Mn, Cu, Zn, Si, Fe; сумма примесей для всех видов литья – не более 0,5 %). Этот сплав характеризуется высокой удельной прочностью и коррозионной стойкостью, способностью выдерживать высокие статические и ударные нагрузки. Требуемые механические свойства сплава в термически обработанном состоянии (режим Т4): временное сопротивление $\sigma_b \geq 350$ МПа; относительное удлинение $\delta \geq 15$ %; твердость по Бринеллю $HB \geq 75$ [1].

Недостатки литейных сплавов системы Al-Mg заключаются в их повышенной склонности к взаимодействию с газами, что приводит к образованию в отливках газовой пористости и газовых раковин, поэтому приготовление таких сплавов нужно проводить под флюсом. С этой же целью при литье в песчаноглинистые формы в формовочную смесь добавляют борную кислоту [2], которая препятствует взаимодействию жидкого металла с влагой формовочной смеси, однако приводит к образованию в сплаве неметаллических включений и оксидных пленок.

Пленка на поверхности жидких сплавов системы Al-Mg, содержащих более 1,0 % Mg, состоит из пористой рыхлой окиси магния MgO, не препятствующей взаимодействию расплава с газовой атмосферой [3], в связи с чем в состав сплава входит бериллий, образующий на поверхности жидкого металла прочную оксидную пленку BeO.

Еще одной особенностью сплавов системы Al-Mg является их затвердевание в широком интервале температур. При этом кристаллизация происходит одновременно в большом объеме металла при сильно разветвленной сетке дендритов, что затрудняет питание отливки жидким металлом в междендритных пространствах. Вследствие этого отливка оказывается пораженной рассеянной усадочной пористостью, приводящей к снижению герметичности отливок и ухудшению их механических свойств, особенно прочностных. Кроме того, присутствующие в расплаве газы в процессе кристаллизации выделяются в поры, образуя так называемую газово-усадочную пористость, которая в еще большей степени ухудшает указанные характеристики.

С целью повышения механических свойств литых изделий, получаемых из сплава АЛ27-1, при его приготовлении в расплав в составе лигатур вводят титан и цирконий, приводящие к измельчению структуры сплава.

Из известного классического соотношения Холла-Петча [4; 5]

$$H_v(\sigma_T) = H_0(\sigma_0) + \frac{k}{\sqrt{D}},$$

где H_v – твердость материала; σ_T – предел текучести; H_0 – твердость тела зерна; σ_0 – внутреннее напряжение, препятствующее распространению пластического сдвига в теле зерна; k – коэффициент пропорциональности; D – размер зерна, следует, что при уменьшении размера зерна происходит рост прочности материала.

Однако титан и цирконий являются активными поглотителями водорода, который вызывает образование газовой пористости и газовых раковин, что приводит к снижению их механических свойств сплава АЛ27-1 [6; 7].

Для удаления водорода из применяемых при приготовлении сплава АЛ27-1 лигатур «Al – 3,0 % Zr» и «Al – 3,0 % Ti» их предварительно переплавляли в течение 15 мин в вакуумной индукционной высокочастотной печи при 1 373...1 473 К и разрежении $6...8 \cdot 10^{-3}$ мм рт. ст. (0,799...1,066 Па) с последующей разливкой с помощью устройства, находящегося в печи, слоем 15...20 мм в чугунные неподогретые изложницы без снятия вакуума.

Рабочий сплав готовили в электрической печи сопротивления в графито-шамотовом тигле. Вначале в тигель загружали навеску алюминия, в которую после расплавления последовательно вводили алюминиево-бериллиевую лигатуру (Al – 4,26 % Be), алюминиево-циркониевую лигатуру (Al – 3,0 % Zr), алюминиево-титановую лигатуру (Al – 3,0 % Ti) и магний марки Mg1. После растворения магния с поверхности расплава снимали шлак и окисную пленку и производили его рафинирование гексахлорэтаном C_2Cl_6 в два приема из расчета 0,25 % (50 г) от массы плавки. После выстаивания сплава в течение 8...10 мин и повторной очистки его поверхности при 720 °С в кокиль были отлиты пробы диаметром 35 мм, из которых после термической обработки (режим Т4) вытачивали образцы (по 3 штуки) для испытания механических свойств.

Состав сплавов контролировали химическими способами.

По описанной технологии проводили серию плавов, полученные результаты испытаний механических свойств усредняли. Анализ этих результатов (см. таблицу) показал, что при применении разработанной технологии приготовления сплава временное сопро-

тивление разрыву σ_b относительно требуемого значения по ГОСТ 1583–93 повысилось на 14,1 % (с 320 до 365 МПа), относительное удлинение δ – на 58,3 % (с 12,0 до 19,0 %), твердость по Бринеллю НВ – на 2,7 % (с 75 до 77). При этом плотность сплава, определенная гидростатическим методом, увеличилась с 2 545 до 2 565 кг/м³.

Казалось бы, что такое, на первый взгляд, несущественное повышение плотности (на 0,78 %), не имеет особого значения. Однако в работе [8] было показано, что прирост плотности сплава АК9ч всего на 0,43 % (с 2 564 до 2 575 кг/м³) в результате изменения температурного режима его приготовления в определенной степени коррелирует с увеличением σ_b на 10,4 % (с 235 до 260 МПа) (отметим, что отличающиеся величины корреляции прочности и плотности сплавов АЛ27-1 и АК9ч связаны с их принадлежностью к разным системам: первый из них относится к системе Al–Mg, второй – к системе Al–Si). Увеличение плотности сплава свидетельствует об уменьшении суммарного объема дефектов газового происхождения.

Библиографические ссылки

1. Белоусов Н. Н. Плавка и разливка сплавов цветных металлов. Л. : Машиностроение. Ленингр. отделение, 1981.
2. Голотенков О. Н. Формовочные материалы : учеб. пособие. Пенза : Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2004.
3. Альтман М. Б. Неметаллические включения в алюминиевых сплавах. М. : Metallurgia, 1965.
4. Hall E. O. The Deformation and Ageing of Mild Steel: III. Discussion of Results // Proc. of the Phys. Soc. Sect. B. 1951. Vol. 64, № 9. P. 717–753.
5. Petch N. J. Cleavage Strength of Polycrystals. 1953. Vol. 174. P. 25–28.
6. Modeling of Porosity Formation in Direct Chill Cast Aluminum–Magnesium Alloys / P. D. Lee, R. C. Atwood, R. J. Dashwood, H. Nagaumi // Materials Science and Engineering A. 2002. Vol. 328, Iss. 1–2. P. 213–222.
7. Sonsino C. M., Ziese J. Fatigue Strength and Applications of Cast Aluminium Alloys with Different Degrees of Porosity // Intern. J. of Fatigue. 1993. Vol. 15, Iss. 2. P. 75–84.
8. Крушенко Г. Г., Василенко З. А. Плотность и механические свойства силуминов, термически обработанных в жидком состоянии // Расплавы. 1988. Т. 2, вып. 6. С. 67–69.

Химический состав и механические свойства сплава АЛ27-1

Технология	Содержание компонентов*, %				Механические свойства		
	Mg	Be	Zr	Ti	σ_b , МПа / прирост, %	δ , % / прирост, %	НВ, МПа / прирост, %
ГОСТ 1583–93	9,5...11,5	0,05...0,15	0,05...0,20	0,05...0,15	320	12,0	750
Предлагаемая автором	10,5	0,041	0,061	0,027	365/14,1	19,0/58,3	770/2,7

*Остальное – алюминий.

G. G. Krychenko

DEGASIFICATION OF Al-Zr AND Al-Ti ALLOYING COMPOSITION FOR INCREASE OF MECHANICAL PROPERTIES OF CONSTRUCTIONAL Al 27-1 ALLOY

The preliminary refining of Al-Zr and Al-Ti alloying compositions leads to increase of mechanical properties of Al27-1 alloy.

Keywords: refining, master alloys Al-Zr and Al-Ti, mechanical properties, alloy Al27-1.

© Крушенко Г. Г., 2011

UDC 621.745.01:669.017

G. G. Krushenko, V. A. Bartenev

SIZE, FORM AND DISTRIBUTION OF INTERMETALLIC PARTICLES OF $TiAl_3$ IN ALUMINIUM-TITANIUM ALLOYING COMPOSITION

This article presents an evaluation of the size, form and quantity of the particles of titanium aluminide $TiAl_3$ in rod inoculating alloying composition, used in semi-continuous casting of ingots of aluminum and aluminum-based alloys.

Keywords: ingots of aluminum and aluminum-base alloys, alloying compositions, titanium aluminide.

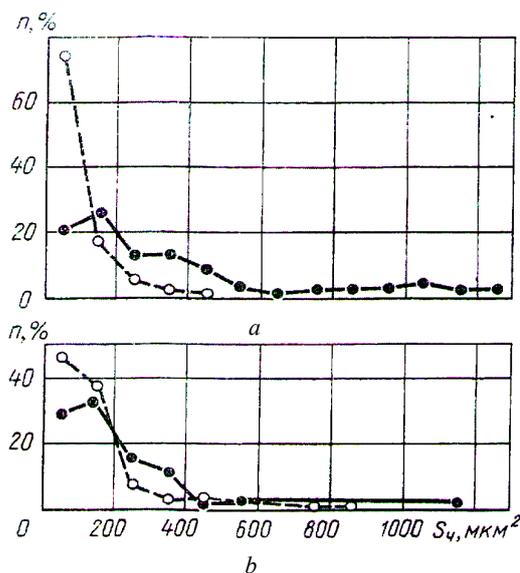
By the semi-continuous method of casting the aluminum alloys ingots for fining its structure and following improvement the technological characteristics as a consequence (that is the prevention of cracks appearance) and rising the mechanical properties of work pieces made of these ingots by methods of no cutting shaping, at the stage of preparing alloys the inoculations are added in it [1].

Using as an example known Ti- and B-containing master alloys [2] it has been shown that their quality has a strong influence on the quality of cast parts of aluminum alloys inoculated particles of $TiAl_3$ and AlB_2 that are contained respectively in these master alloys. The basic qualities indices of master alloys is the size, form and distribution of the particles of inoculating compounds.

Two master alloys containing 5.0 and 3.5 % Ti (rods with a diam. of 9.5 and 8.0 mm, respectively) produced by different methods were investigated. The area of the titanium aluminide particles was determined by the method of random intercepts [3] on specimens of cross sections of the rods (at 200 \times) both in the original condition and after immersion of them and holding for 60 sec in molten aluminum (700 °C) with subsequent hardening in water with ice (at 0 °C). The rods were held in molten aluminum for the purpose of establishing the influence of thermal action on the size of the $TiAl_3$ particles in inoculation of the master alloy in the aluminum during casting of ingots. In this case the specimens were prepared on cross sections of the rods at \sim minimum distance from the boundary of fusion of them.

The analysis of the measurement results shows that in the original rod containing 5 % Ti the quantity of titanium aluminide particles with the smallest area (0...100 μm^2) is

20.43 % (see Figure). Heating of the rod causes an increase in the quantity of particles of this size group by 3.6 times (to 74.19 %). A larger quantity of particles (29.04 %) corresponds to this range of sizes in the original bar of the master alloy with 3,5 % Ti than in the first master alloy but heating causes an increase in the quantity of them to a lesser degree (to 46.25 %).



Histograms of the distribution of the areas of titanium aluminide $TiAl_3$ particles in the inoculating rod master alloys (n is the frequency of cases):
 a – \varnothing 9.5 mm with a 5 % Ti content; b – \varnothing 8.0 mm with a 3.5 % Ti content; • – original condition; o – after immersion of the rod in molten aluminum (700 °C) and hardening in water with ice (0 °C)