

Кристаллизация и структурообразование сплавов

3. *Елагин В. И.* Легирование деформируемых алюминиевых сплавов переходными металлами. – М.: Металлургия, 1975. – 248 с.
4. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочник / Под. ред. И. Н. Фридляндера. – М.: Металлургия, 1971. – 352 с.
5. *Bahadur A.* Intermetallic Phases in Al-Mn Alloys // Journal of Materials Science. – 1988. – № 2 – P. 48-54.
6. *Tangen S., Furu T., Auran L., Nes E.* On the Effect of Supersaturation and Dispersoid on the Microstructure Development After Extrusion of Al-Mn Alloys // Proceedings of the 11-th Int. Conf. on Aluminium Alloys, 22-26 Sept. 2008, Aachen. – 2008. – P. 607-613.
7. Response of Hot-extruded Al-Mn-Sc-Zr Alloys Annealing with Constant Heating Rate / M. Vlach, I. Tulikova, B. Smola et. al. // Defect and Diffusion Form. – 2013. – Vol. 334-335. – P. 161-166.
8. Preparation of Al-Mn Alloy Coating on Low Carbon Steel by not Dip-aluminizing / X. Li, B. Liu, X. Dong et. al. // Applied Mechanics and Materials. – 2012. – Vol. 117-119. – P. 1122-1124.
9. Лигатуры для производства алюминиевых и магниевых сплавов / В. И. Напалков, Б. И. Бондарев, В. И. Таратышкин, М. В. Чухров. – М.: Металлургия, 1983. – 160 с.
10. *Kniagin G., Glowina I.* Osadwe Odtlenianie Stali na Adlewy Welectrycznym Piecu Lukowym Stopami Al-Mn // Przegląd Adlewnictwa. – 1970. – Vol. 20, № 3. – S. 81-84.
11. *Akaniza I., Hisamichi K., Shin-ichi Y.* Production and Mechanical of Aluminum Alloys with dispersed Nanoscale Quasicrystalline and Amorphous Particles // Metals and Material Int. – 2003. – Vol. 9, № 6. – P. 527-536.
12. *Знаменский Л. Г., Ивочкина О. В., Кулаков Б. А.* Электроимпульсная нанотехнология подготовки лигатур «алюминий - тугоплавкий металл» // Металлург. – 2005. – № 2. – С. 54-56.
13. Влияние постоянного магнитного поля на структуру и свойства сплавов системы Al-Cr / В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, А. В. Косинская и др. // Процессы литья. – 2011. – № 3. – С. 53-57.
14. *Вейник А. Н.* Тепловые основы теории литья. – М.: Машгиз, 1953. – 583 с.
15. *Исаченко В. П., Осипова В. А., Сукомел А. С.* Теплопередача. – М.; Л.: Энергия, 1975. – 488 с.
16. Специальные способы литья: Справочник / В. А. Ефимов, Г. А. Анисович, В. Н. Бабич и др. / Под ред. В. А. Ефимова. – М.: Машиностроение, 1991. – 136 с.
17. *Гельфгат Ю. М., Лиепаусис О. А., Щербинин Э. В.* Жидкий металл под действием электромагнитных сил. – Рига: Зинатнэ, 1975. – 248 с.
18. *Альфвен Г., Фельтхаммер К. Г.* Космическая электродинамика. – М.: Мир, 1967. – 260 с.
19. *Верте Л. А.* Электромагнитный транспорт жидкого металла. М.: Металлургия, 1965. – 236 с.

Поступила 12.02.2014

УДК 669.295:546.821;542.65:546.3-19

**В. В. Ласковец, А. А. Щерецкий, В. Л. Лахненко,
В. П. Гаврилюк, К. Ю. Гзовский**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ТИТАНА НА ПРОЦЕСС КРИСТАЛЛИЗАЦИИ СПЛАВА Al-6,2Cu

Двумя независимыми методами – металлографическим и дифференциально-термическим, исследовано влияние концентрации титана в сплаве Al-6,2Cu на процесс его кристаллизации в зависимости от перегрева расплава и скорости охлаждения. Установлены оптимальные

Кристаллизация и структурообразование сплавов

концентрации титана, обеспечивающие однородную мелкозернистую структуру при низкой чувствительности к технологическим параметрам получения сплава.

Ключевые слова: титан, процесс кристаллизации, сплав, расплав, скорость охлаждения.

Двома незалежними методами – металографічним та диференційно-термічним, досліджено вплив концентрації титану в сплаві Al-6,2Cu на процес його кристалізації залежно від перегрівання розплаву і швидкості охолодження. Встановлено оптимальні концентрації титану, які забезпечують однорідну дрібнозернисту структуру при низькій чутливості до технологічних параметрів отримання сплаву.

Ключові слова: титан, процес кристалізації, сплав, розплав, швидкість охолодження.

By two independent methods namely metallographic and differential it was examined influence of titanium concentration in alloy Al-6,2Cu on its crystallization process, depending on overheating of melt and rate cooling. It was ascertained optimal titanium concentration which secures uniform fine-grained structure under low sensitivity to technological parameters of alloy production.

Keywords: titanium, crystallization process, alloy, melt, rate cooling.

Сплавы системы Al-Cu чувствительны к термовременной обработке расплава и концентрации таких микропримесей, как титан, несоблюдение оптимальных концентраций которых может привести к огрублению структуры сплава и образованию горячих трещин [1]. Зерноизмельчающее влияние титана в алюминиевых сплавах связывают, прежде всего, с его способностью создавать такие зародышевые фазы, как TiC, TiB₂, Al₃Ti [2]. Однако, применение лигатур, содержащих данные фазы, в сплавах системы Al-Cu не приводит к ожидаемому эффекту [1]. В работе [3] показана возможность повышения технологических и механических свойств сплавов на основе системы Al-Cu за счет оптимизации содержания титана, однако механизм его влияния требует дальнейшего изучения.

Для проведения исследований выплавляли серию сплавов Al 6,2 % Cu с содержанием титана от 0,2 до 0,4 % (здесь и далее – массовые проценты). Для выплавки сплавов использовали алюминий с содержанием примесей железа (0,026 %) и кремния (0,057 %). Плавки проводили в печи сопротивления в графитовом тигле. Экспериментальные образцы заливали в металлическую форму при температуре 750 °C. Металлографический, рентгеноспектральный и дифференциально-термический анализы проводили как для литых, так и быстрозакаленных образцов, полученных методом спиннингования расплава на быстровращающийся медный диск.

Дифференциально-термический анализ проводили на термоанализаторе СТА 449F фирмы NETZSCH по двум методикам: методика комбинированного термического анализа (КТА) [4] и модернизированная методика циклического термического анализа (ЦТА) [5]. Модернизация заключалась в дополнительном определении величины переохлаждения при кристаллизации (ΔT) твердого раствора титана и меди в алюминии (α -фазы) на каждом цикле кристаллизации. ΔT определяли как разницу между равновесной температурой начала кристаллизации α -фазы, рассчитанной по программе Thermo-Calk ($T_n = 648$ °C), и температурой начала реальной кристаллизации α -фазы, определяемой методом ДСК. Рассчитан фазовый состав экспериментального сплава: α -фаза – 88 % (температура начала выделения составляет 648 °C); Al₂Cu – 11,24 % (температура начала выделения – 548 °C); Al₃Ti (температура начала выделения – 749 °C). Установили, что первый пик на термограмме плавления исследуемого сплава соответствует плавлению эвтектики ($\alpha + Al_2Cu$), второй – плавлению α -фазы.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

Проведенные исследования показали существенное влияние концентрации титана в сплаве Al-6,2 % Cu-0,2-0,4 % Ti на его характеристики. Зависимость размера зерна α -фазы от содержания титана имеет экстремальный характер (рис. 1). Образуются два типа структур: крупнозернистая с неоднородной α -фазой (рис. 2, а) и мелкозернистая с однородной α -фазой (рис. 2, б). Помимо структурных параметров в зависимости от содержания титана изменяются также теплофизические характеристики сплава (температуры и теплоты плавления и кристаллизации фаз) и его склонность к переохлаждению при кристаллизации. Необходимо отметить, что для всех сплавов ΔT была определена при одинако-

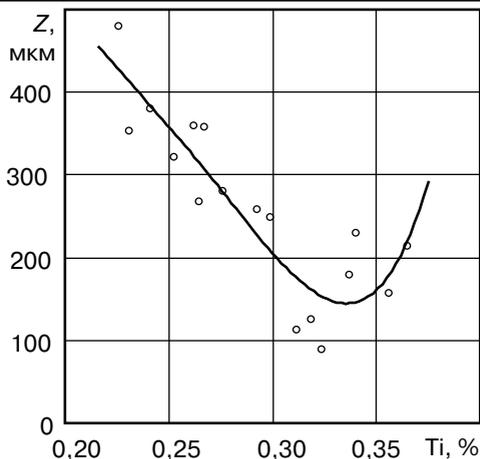
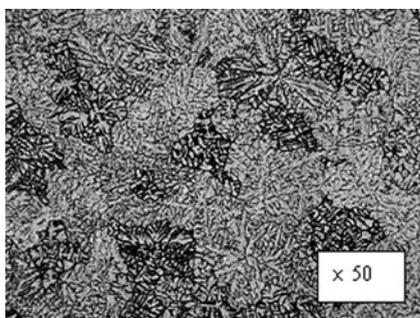
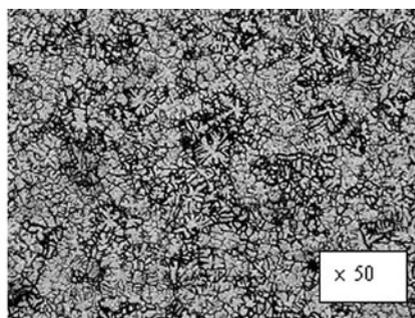


Рис. 1. Зависимость размера зерна в структуре сплава Al-6,2 % Cu-0,2-0,4 % Ti от содержания титана



а



б

Рис. 2. Микроструктура сплава Al-6,2 % Cu-0,2,0,4 % Ti с содержанием титана 0,226 (а) и 0,287 %мас. (б)

вых условиях на современном высокоточном термоанализаторе, поэтому ее можно считать независимой характеристикой жидкого состояния сплава. Установили, что сплавам с меньшим размером зерна в литом образце соответствуют большие значения ΔT при кристаллизации α -фазы (рис. 3). Величина ΔT сплавов с однородной мелкой дендритной структурой (рис. 4, а, кривые 3, 4) не только больше по сравнению со сплавами с грубой структурой (рис. 4, а, кривые 1, 2), но и менее чувствительна к температуре перегрева расплава. Такая тенденция сохраняется и для быстрозакаленных образцов (фольг) из этих сплавов (рис. 4, б). Теплота плавления α -фазы для образца с мелкой структурой меньше на 20 Дж/г, а теплота плавления эвтектики больше на 7 Дж/г, чем аналогичные величины для образцов с грубой структурой, что связано с более высокой степенью пересыщения

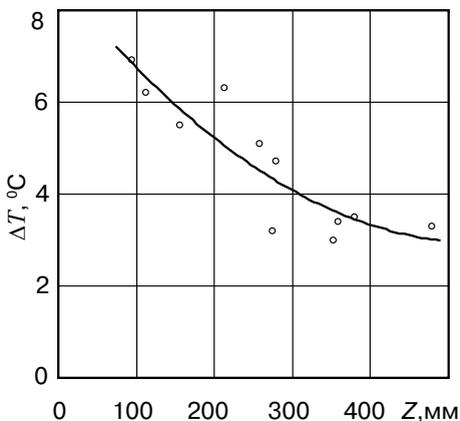
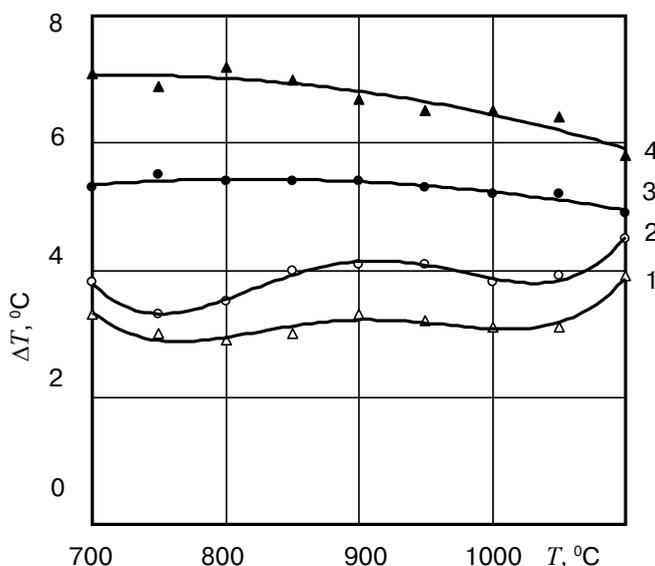
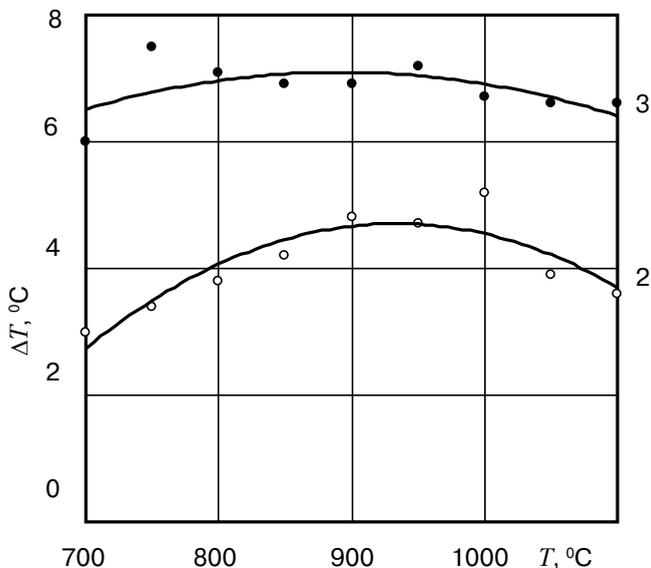


Рис. 3. Величина переохлаждения сплава Al-6,2 % Cu-0,2-0,4 % Ti при кристаллизации после перегрева до 750 °C в зависимости от исходного размера зерна в его структуре



а



б

Рис. 4. Влияние температуры перегрева на величину переохлаждения при кристаллизации сплавов Al-6,2 % Cu -0,2-0,4 % Ti с размером зерна в исходной структуре 353 (1), 479 (2), 125 (3) и 156 мкм (4) в литом состоянии (а) и после предварительной закалки из жидкого состояния (б)

α -фазы и увеличением количества эвтектики для образцов с мелкой структурой. На вычисленных ДСК-кривых нагрева литых образцов в интервале температур от 100 до 450 °С (рис. 5, а) прослеживается распад пересыщенной α -фазы. Заметно, что образцы с мелкой структурой (кривые 3, 4) имеют большее значение теплоты выделения вторичных фаз, что однозначно указывает на более высокую степень пересыщения α -фазы в этих сплавах. Для быстрозакаленных образцов (рис. 5, б) значение теплоты распада α -фазы для всех образцов увеличилось почти в 2 раза,

Кристаллизация и структурообразование сплавов

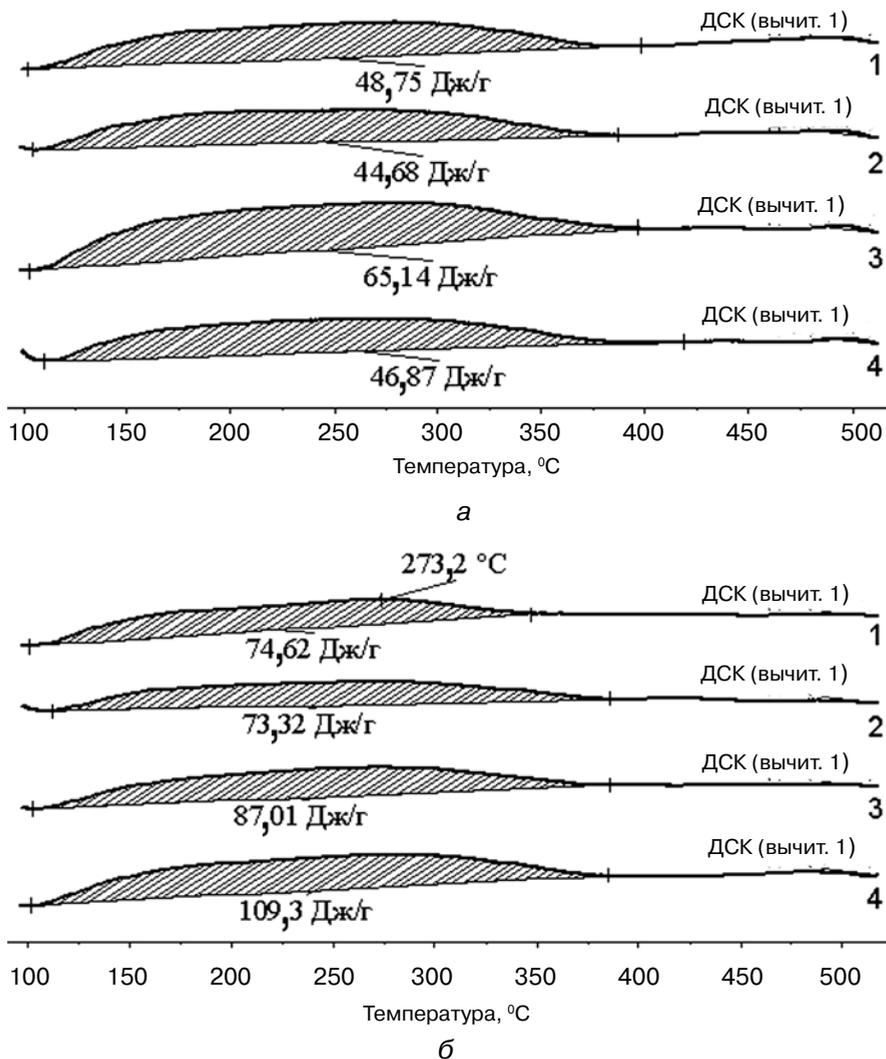


Рис. 5. КТА – кривые нагрева в твердом состоянии литых (а) и быстрозакаленных (б) образцов сплава Al-6,2% Cu-0,20,4% Ti с размером зерна в исходной структуре 275 (1), 280 (2), 156 (3) и 94 мкм (4)

так как скорость охлаждения расплава для этих образцов была намного выше, чем для литых, и составляла порядка 1×10^6 °C в секунду, что обеспечило существенное пересыщение α -фазы. Степень пересыщения α -фазы для образцов с однородной мелкой структурой (кривые 3, 4) и при этой скорости охлаждения расплава так же существенно выше, чем для образцов с грубой структурой (кривые 1, 2).

Изменение характера кристаллизации и теплофизических характеристик сплавов системы Al-Cu при незначительном изменении количества титана нельзя объяснить внесением зародышевых фаз, однако, можно объяснить, исходя из кластерного строения расплава, так как в зависимости от соотношения титана и алюминия могут образовываться кластеры, имеющие разную структуру [6]. Если их структура будет соответствовать структуре α -фазы, образуются кристаллизуемые кластеры, в ином случае – некристаллизуемые [7]. Кристаллизуемые кластеры ($K_{кр}$) со структурой ближнего порядка, близкой к структуре кристаллической матрицы, снижают ΔT , поскольку при достижении критического размера служат центрами кристаллизации; они могут быть разрушены при соответствующем перегреве расплава. Некристаллизуемые

кластеры ($K_{\text{нкр}}$) увеличивают ΔT , так как для их кристаллизации требуются атомные перегруппировки.

Повышенное значение ΔT указывает на устойчивое кластерное строение расплавов мелкозернистых сплавов, которое обеспечивается химическим составом сплава, поэтому не зависит от температуры перегрева и количества переплавов. Для образцов с грубой дендритной структурой (рис. 4, б, кривая 2) ΔT с ростом температуры перегрева плавно растет, при 1000 °С доходит до максимума, после чего резко уменьшается. Такое изменение ΔT при кристаллизации указывает на неустойчивое кластерное строение расплава. При низких температурах перегрева структура расплава состоит из кристаллизуемых кластеров, которые разрушаются при повышении температуры расплава.

Исходя из полученных экспериментальных данных, можно утверждать, что образование мелкодисперсной структуры (с размером зерна менее 100 мкм) связано с образованием некристаллизуемых кластеров в расплаве, о чем свидетельствует повышенная ΔT , величина которой практически не зависит от температуры перегрева расплава. Следствием этого является торможение процессов образования зародышей кристаллизации в температурном диапазоне от точки ликвидуса (линии начала выделения фазы Al_3Ti) до температуры перитектической реакции, а также торможение скорости роста твердой фазы за счет снижения подвижности атомов в расплаве, что приводит к образованию зародышей вблизи фронта роста твердой фазы в переохлажденном расплаве и, как следствие, происходят измельчение структуры и образование перенасыщенных твердых растворов. При наличии в расплаве кристаллизуемых кластеров его переохлаждение ниже линии ликвидуса приводит к образованию группировок Al_xTi , размер которых превышает критический, и они становятся зародышами кристаллизации еще в интервале температур между линиями ликвидуса и перитектической реакции. Это выражается в низкой ΔT при кристаллизации α -фазы, что, согласно правилу Таммана [8], приводит к доминированию процессов роста твердой фазы над процессами ее зарождения, вследствие чего образуется грубая и неоднородная структура.

Выводы

Двумя независимыми методами, металлографическим и дифференциально-термическим, показано, что одним из важных факторов формирования мелкозернистой структуры сплавов системы Al-Cu при микролегировании титаном является повышенное ΔT при кристаллизации α -фазы. Увеличение переохлаждения расплава и измельчение зерна при оптимальном микролегировании растворимыми добавками титана является одним из проявлений кластерного состояния расплава. Сплавы с оптимальным содержанием титана обладают устойчивой кластерной структурой расплава, которая мало зависит от температуры перегрева расплава и скорости его охлаждения, малой чувствительностью к режимам плавки и разлива, мелкой структурой, высокой степенью пересыщения твердого раствора алюминия и, как следствие, максимальными физико-механическими и технологическими характеристиками.



Список литературы

1. Sigworth, G., DeHart, F., Millhollen, S. Use of High Strength Aluminum Casting Alloys in Automotive Applications // Konferenz-Einzelbericht: Light Metals 2001 Metaux Legers, 40th Annual Conf. of Metallurgist of CIM. – 2001. – P. 313-322.
2. Бондарев Б. И., Напалков В. И., Тараришкин В. И. Модифицирование алюмининиевых деформируемых сплавов. – М.: Металлургия, 1979. – 223 с.

Кристаллизация и структурообразование сплавов

3. Ласковець В. В., Гаврилюк В. П., Гзовский К. Ю. Вплив титану на схильність сплаву Al-Cu5 до утворення гарячих тріщин // Металознавство та термічна обробка металів. – 2011. – № 2. – С. 25-30.
4. Щерецький О. А. Дослідження особливостей будови металевих розплавів методом циклічного синхронного термічного аналізу // Там же. – 2011. – № 1. – С. 44-48.
5. Щерецький О. А. Використання комбінованого диференціально-термічного аналізу для дослідження теплових ефектів малої інтенсивності в сплавах // Там же. – 2012. – № 3. – С. 50-54.
6. Miracle D. B. The Efficient Cluster Packing Model – An Atomic Structural Model for Metallic Glasses // Acta Materialia 54. – 2006. – P. 4317-4336.
7. Бакай А. С. Фрактальные структуры гетерофазных состояний жидкости // Материаловедение. – 2009. – Вып. 6. – С. 2-7; Вып. 7. – С. 2-8; Вып. 8. – С. 2-7.
8. Tammann, G. Lehrbuch der Metallkunde. – Dusseldorf: Verl. Stahleisen, 1934. – 243 s.

Поступила 12.02.2014

ВНИМАНИЕ!

Предлагаем разместить в нашем журнале рекламу Вашей продукции или рекламный материал о Вашем предприятии. Редакция также может подготовить заказной номер журнала.

Стоимость заказного номера - 4000 грн.

Расценки на размещение рекламы (цены приведены в гривнях)

Размещение	Рекламная площадь	Стоимость, грн.
Рекламные блоки в текстовой части журнала		
Цветные	1/2 страницы	900
	1/3 страницы	600
	1/4 страницы	300
Черно-белые	1/2 страницы	550
	1/3 страницы	380
	1/4 страницы	200
Цветная реклама на обложке		
Третья страница обложки	1 страница	2800
	1/2 страницы	1400
	1/4 страницы	700
Четвертая страница обложки	1 страница	3100
	1/2 страницы	1550
	1/3 страницы	1000

При повторном размещении рекламы - скидка 15 %

Наш адрес: **Украина, 03680, г. Киев- ГСП. Вернадского, 34/1**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

телефоны: (044) 424-04-10, 424-34-50

факс: (044) 424-35-15; E-mail: proclit@ptima.kiev.ua