

КФТИ

ХФТИ 89-64

Харьковский
ордена Ленина и ордена Октябрьской Революции
физико-технический институт АН УССР

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ
ИМПУЛЬСНЫМИ ПОТОКАМИ ПЛАЗМЫ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ
X16H15M3B И X18H10T

Препринт

УДК 669.017:539.14

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОННО-ЭЛЕКТРОННЫМИ ПОТОКАМИ ПЛАЗМЫ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ НЕЖАВЯЩИХ СТАЛЕЙ Х16Н15М3Б И Х16Н10Т: Президиум ХЭТИ 89-64 / В.Ф.Зеленский, И.М.Чеклядов, В.Н.Зоевский, В.И.Гуляева, Н.Т.Лереповский, В.С.Миро, Г.Н.Малик, П.В.Платонов, В.С.Рыбалко. - Харьков: ХЭТИ АН УССР, 1989. - 12 с.

Исследовано влияние воздействия импульсных потоков водородной, гелиевой и водородно-гелиевой плазмы с удельной мощностью $2...3 \text{ МВт/см}^2$ на механические свойства аустенитных нержавеющей сталей Х16Н15М3Б и Х16Н10Т. Использовались плазменные струйки с временной протяженностью 2 мкс и средней энергией частиц $\sim 2 \text{ кэВ}$. Механические испытания на растяжение показали, что облучение до доз $\sim 10^{18} \text{ см}^{-2}$ приводит к упрочнению образцов в 1,8 раза и ухудшению их пластических свойств в 2,3 - 2,7 раза. Писловный электронно-микроскопический анализ показал, что в результате облучения в приповерхностных слоях сталей возникает ячеистая структура, которая распространяется до глубин $\sim 25 \text{ мкм}$. Возникновение ячеистой структуры позволяет объяснить изменение их механических характеристик.

Рис.6, табл.2, список лит. - 12 наим.

1. ВВЕДЕНИЕ

Аустенитные нержавеющие стали типа SS316, их модификации и аналоги рассматриваются в качестве вероятных претендентов на роль конструкционного материала плазменного контейнера в проектах опытных термоядерных реакторов МЕТ, ОТР [1,2].

К настоящему времени накоплен обширный экспериментальный материал и продолжают исследования воздействия различных компонент термоядерной плазмы на эксплуатационные характеристики этих сталей, в частности, по влиянию нейтронного облучения на такие важнейшие характеристики, как размерная стабильность и механические свойства сталей. Однако до сих пор не исследовался вопрос о влиянии на механические свойства сталей мощных плазменных ударов, которые могут возникать в термоядерных установках в результате нестабильностей в плазме или при полных срывах плазменного шнура.

Нами была предпринята попытка оценить возможное влияние на механические свойства аустенитных сталей действия импульсных потоков плазмы с большим удельным выделением мощности на облучаемой поверхности. С этой целью облучались образцы двух типов нержавеющих сталей сериями одиночных плазменных ступков различного химического состава и проводились механические испытания облученных образцов. Было проведено также электронно-микроскопическое изучение структуры облученных материалов.

2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Исследовались образцы аустенитных нержавеющих сталей X16Ni5M3B и X18NiOT. Химический состав сталей приведен в табл. I. Образцы высекались штампом из фольг этих сталей толщиной 200 мкм. Последние были приготовлены из массивных заготовок прокаткой с промежуточными отжигами. Приготовленные образцы подвергались отжигу в вакууме при температуре 1050°C в течение 0,5 ч, а затем

электрополировке с целью очистки поверхности от загрязнений. Механические характеристики обоих типов сталей после такой обработки соответствовали техническим условиям для этих сталей.

Облучение проводили на коаксиальном плазменном ускорителе "Просвет", подробно описанном в [3,4]. Образцы каждого типа стали были разделены на три партии, каждая из которых облучалась водородной, гелиевой или смешанной водородно-гелиевой плазмой (50% H_2 + 50% He по парциальному давлению в газовой смеси) соответственно. Плотность частиц в плазменном сгустке составляла $n \approx 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, средняя энергия частиц $E = 2 \text{ кэВ}$, временная протяженность сгустка $\tau \approx 2 \text{ нс}$, интервал между плазменными сгустками 5 мин. Энергетический спектр частиц в сгустке имел вид близкий к максвелловскому распределению [5]. Удельное энерговыделение на облучаемой поверхности составляло $\sim 4 \dots 6 \text{ Дж/см}^2$ за один импульс, а удельная мощность $\sim 2 \dots 3 \text{ МВт/см}^2$.

Для облучения образцы помещали в кассету, позволяющую закрепить одновременно 6 образцов. Конструкция кассеты позволяла обеспечить хороший тепловой контакт образцов с массивной металлической подложкой. Температура подложки контролировалась термпарой. Во время облучения она повышалась не более чем на $5 \dots 10 \text{ К}$ выше комнатной. Однако температура поверхности облучаемых образцов в момент действия плазменного импульса, как показали оценки [6], могла превосходить температуру плавления стали.

Предварительные эксперименты показали, что в случае облучения образцов с одной стороны они деформируются, приобретая форму дуги в сечении, перпендикулярном продольной оси образца. Чтобы избежать такой деформации, облучение вели попеременно с обеих сторон. С этой целью образцы переворачивали через каждые $5 \dots 10$ импульсов облучения. Облучение вели до набора 50 импульсов на каждую из сторон образца, что соответствовало дозе облучения $\mathcal{D} \approx (6 \dots 7) \cdot 10^{17} \text{ ион/см}^2$ на сторону.

Механические испытания исходных и облученных образцов проводили на разрывной машине лабораторного типа, описанной в [7], при комнатной температуре и скорости деформации $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. По кривым деформации определяли предел текучести $\sigma_{0,2}$; предел прочности σ_g и величину относительного удлинения δ . Типичные кривые $\sigma = f(\delta)$ для необлученного и облученного водородной плазмой образцов стали Х16Н15М3Б показаны на рис. 1. Результаты механических испытаний для обоих типов сталей при об-

Таблица 1

Химический состав аустенитных нержавеющей сталей

Марка стали	Химический состав, вес. %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	S	P	N	Fe
XI6H15M3B	0,042	0,13	0,55	15,4	15,5	3,02	-	0,55	0,002	0,013	0,023	осн.
XI8H10T	0,095	0,36	1,22	17,9	10,1	-	0,46	-	0,009	0,032	0,012	осн.

Таблица 2

Механические характеристики сталей XI6H15M3B
и XI8H10T в исходном состоянии и после облучения импульсными потоками плазмы
различного химического состава

Химический состав плазмы	Марка стали	Механические характеристики		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
Необлученный материал	XI6H15M3B	205 ± 8	526 ± 27	42 ± 4
	XI8H10T	207 ± 13	604 ± 30	63 ± 4
Водородная плазма	XI6H15M3B	352 ± 17	540 ± 7	17 ± 1,5
	XI8H10T	357 ± 8	632 ± 27	27 ± 2
Гелиевая плазма	XI6H16M3B	359 ± 18	561 ± 35	18 ± 1
	XI8H10T	394 ± 15	564 ± 54	23 ± 3,6
Водородно-гелиевая плазма	XI6H15M3B	349 ± 5	579 ± 10	18 ± 2
	XI8H10T	336 ± 21	617 ± 22	23 ± 5

лучении плазменными сгустками различного химического состава приведены в табл. 2.

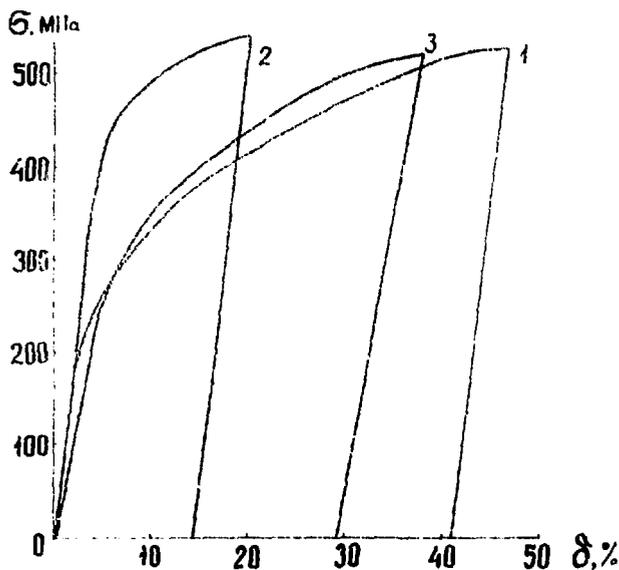


Рис.1. Кривые растяжения образцов стали X16Ni15M3B. 1-необлученный материал; 2-облученный материал; 3-облученный материал и отожженный при T-1050°C в течение 10 мин

Электронно-микроскопические исследования на просвет исходных и облученных образцов исследуемых сталей были выполнены на электронном микроскопе JEM-100СХ с рабочим напряжением 100 кВ. Для этого образцы подвергали струйному импульсному электрогравлению с контролируемой толщиной стравливаемого за 1 импульс слоя материала, что обеспечило возможность проведения послойного анализа микроструктуры облученного материала.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

3.1. Влияние облучения на механические свойства сталей

Сопоставление данных (см. табл.2) показывает, что облучение импульсными потоками плазмы приводит к существенному изменению механических свойств исследованных аустенитных сталей. Для обоих типов сталей характер наблюдаемых изменений величин $\sigma_{0.2}$, σ_b и

δ одинаков и в пределах погрешности измерений не зависит от химического состава плазмы, которой проводилось облучение. Так, в результате облучения предел текучести $\sigma_{0,2}$ для исследованных материалов увеличивается в 1,7-1,8 раза, предел прочности σ_b возрастает примерно на 10%. Но наиболее сильные изменения претерпевает величина относительного удлинения, которая для стали X16H15M3B уменьшается примерно в 2,3 раза, а для стали X18H10T - в 2,7 раза. Во всех случаях значения относительного удлинения облученных образцов оказываются ниже величин, требуемых техническими условиями для этих сталей.

Таким образом, результаты экспериментов показывают, что воздействие импульсных плазменных потоков большой удельной мощности на поверхность аустенитных сталей даже при весьма умеренных интегральных потоках частиц ($\leq 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$) может приводить к существенному изменению механических характеристик сталей, в частности - к заметному снижению их пластичности.

Дополнительные эксперименты по температурной обработке облученных образцов с последующими механическими испытаниями показали, что эффект, вызванный действием импульсных плазменных потоков на материал, довольно устойчив по отношению к термическому отжигу. Так, например, отжиг облученных образцов в течение 10 мин при температуре 1050°C не приводит к полному восстановлению пластичности сталей (см. рис.1, кривая 3).

Результаты механических испытаний облученных образцов, уточненных с помощью химического травления, показали, что удаление с поверхности образца слоя материала толщиной до 20 мкм с каждой стороны практически не влияет на его механические характеристики, приобретенные вследствие воздействия плазмы. Это означает, что наблюдаемые изменения механических свойств сталей вызваны не изменениями тонкого приповерхностного слоя материала (порядка глубины пробега ионов водорода или гелия, т.е. $\leq 0,1 \text{ мкм}$), а изменениями, происшедшими в массиве материала.

В связи с этим в качестве вероятной причины снижения пластичности можно было бы рассматривать водородное охрупчивание. Водород обладает высокой подвижностью, особенно при повышенных температурах, которые возникают в момент действия плазменного импульса, и благодаря этому способен проникать в материал на большие глубины [8]. Однако облучение чисто гелиевой плазмой вызывает такое же снижение пластичности сталей, как в случае водородной плазмы, хотя ионно-имплантированный гелий в металлах обладает

значительно меньшей подвижностью, чем водород [9,10]. Поэтому независимость не только характера, но и абсолютных значений изменения величины механических характеристик сталей от химического состава плазменных потоков свидетельствует, по-видимому, о термомеханической природе наблюдаемых эффектов.

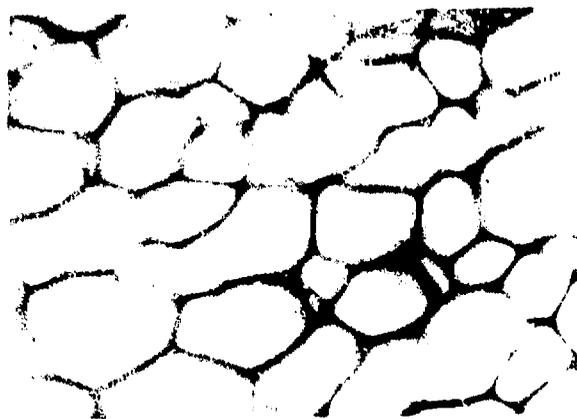
3.2. Электронно-микроскопические исследования образцов

Электронно-микроскопическим исследованиям на просвет были подвергнуты исходные и облученные образцы обоих типов аустенитных сталей X16Ni15M3B и X18NiCr. Поскольку для обоих типов сталей были получены качественно подобные результаты, ниже приведены данные для одной из них X16Ni15M3B, которая по своим характеристикам ближе к аустенитной стали типа SS316.

Исследования необлученных образцов этой стали показали, что она имеет однофазную ПЦК-структуру, содержащую равноосные зерна (средний размер ~ 25 мкм) с большеугловыми границами и небольшое количество двойников отжига. Выделение вторых фаз представлено карбонитратами нитридами с размерами от 0,1 до 1 мкм и плотностью $\sim 10^{12}$ см $^{-2}$. Плотность дислокаций составляет $\sim 5 \cdot 10^8$ см $^{-2}$ (рис.2).



Рис. 2. Микроструктура необлученного образца стали X16Ni15M3B. 120000 X



а



б

Рис.3. Микроструктура приповерхностного слоя стали Х16Н15М3Б, облученного гелиевой плазмой: участок поверхности 120000 X (а); тот же участок при 240000 X (б)

Представленные (рис.3) микрофотографии приповерхностного слоя стали Х16Н15М3Б, облученной импульсными потоками гелиевой плазмы, показывают, что в результате облучения микроструктура приповерхностного слоя претерпевает значительные изменения. Из рис.3,а видно, что облучение приводит к образованию своеобразной ячеистой структуры с размерами ячеек 0,15...0,25 мкм и с малой плотностью дислокаций в объеме. Границы зерен становятся изломанными и повторяют форму ячеек. По границам ячеек наблюдается прослойка некоторой фазы, отличающейся по контрасту от матрицы

(см. рис.3,б). Для идентификации этой фазы был проведен электронографический анализ. На электронограмме, полученной от рассматриваемого участка приповерхностного слоя, помимо матричных рефлексов, относящихся к γ -фазе аустенита, наблюдаются также уширенные кольца, которые соответствуют той же γ -фазе в псевдоаморфном состоянии (рис.4). На рис.5 приведено темнопольное изображение образка, полученное в свете одного из участков уширенного кольца. Это изображение свидетельствует о том, что псевдоаморфная фаза сосредоточена главным образом в пространстве между ячейками, откуда следует, что наблюдаемая (см.рис.3,б) по границам ячеек фаза и есть γ -фаза аустенита в псевдоаморфном состоянии. К сожалению, из-за малой толщины слоя этой фазы ее химический состав определить не удалось.



Рис.4. Электронограмма образца стали X16H15M3B, облученного гелиевой плазмой

Последний электроно-микроскопический анализ облученных гелиевой плазмой образцов стали на глубинах 1,5,10,25 и 50 мкм от поверхности показал, что ячеистая структура различна до глубин ~25 мкм. При этом по мере удаления от облучаемой поверхности наблюдается уширение границ между ячейками, хотя размер последних мало изменяется (рис.6). На глубине 25 мкм и более зафиксировано появление карбонитратов ниобия, отсутствие которых на меньшей глубине по всей вероятности связано с очень высокими температурами

в приповерхностных слоях образцов во время воздействия плазменных сгустков.

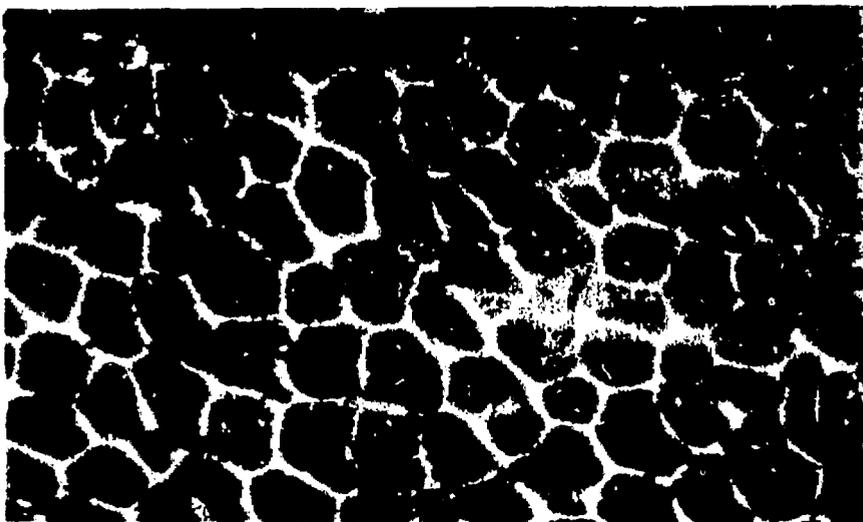


Рис.5. Темнопольное изображение участка образца стали X16H15M3B

Послойный электронографический анализ показывает, что основная доля псевдоаморфной γ -фазы сосредоточена непосредственно вблизи поверхности образцов. По мере удаления от поверхности вглубь образца количество ее быстро уменьшается. На глубине ~ 5 мкм она наблюдается уже не на всем протяжении границ ячеек и локализована в основном на тройных стыках. На больших глубинах границами ячеек служит дислокационная сетка, которая первоначально очень плотная, но по мере увеличения глубины постепенно размывается в пространстве и ее плотность падает.

Возникновение ячеистой структуры в образцах, очевидно, является следствием мощных тепловых ударов при воздействии импульсных потоков плазмы на материал. В результате быстрого разогрева сравнительно толстого приповерхностного слоя материала до высоких температур, а затем быстрого охлаждения релаксация напряжений, возникающих в приповерхностных слоях, приводит к появлению ячеистой дислокационной структуры. Эта структура возникает на сравнительно больших глубинах от поверхности. По мере продвижения в направлении к поверхности плотность дислокационной сетки, образуем-

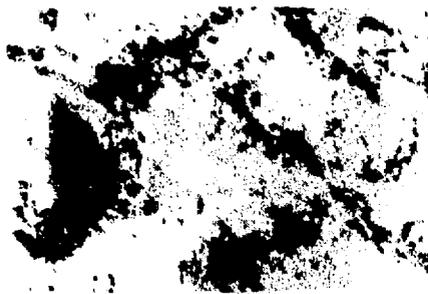
щей ячейки, возрастает вследствие более высокой температуры этих слоев и соответственно более высокого уровня возникающих напряжений.



а



б



в



г



д

Рис.6.Изменение ячеистой структуры, возникающей в стали Х16Н15М3В в результате плазменного воздействия по глубине от облученной поверхности: 1 мкм (а); 5 мкм (б); 10 мкм (в); 25 мкм (г); 50 мкм (д). 120000 X

Аналогичные структуры возникают в стали при воздействии водородной плазмой, что свидетельствует о единой природе их образования.

Образование по границам ячеек псевдоаморфной фазы в наиболее близких к поверхности слоях обусловлено тем, что это область самого сильного нагрева вещества, по-видимому, до температуры плавления. Псевдоаморфная фаза возникает здесь в результате более быстрого охлаждения границ ячеек, чем массива, причем со скоростью, обеспечивающей аморфизацию материала.

Возникающая ячеистая дислокационная структура подобна хорошо известным аналогичным структурам, возникающим в процессе отпуска сталей (см., например, [11]). Аналогичные структуры возникают также при высокотемпературной термомеханической обработке сталей [12]. Образование этих структур и позволяет объяснить наблюдающиеся изменения механических характеристик аустенитных сталей в результате воздействия импульсными потоками плазмы.

В В В О Д Ы

Выполненные в настоящей работе эксперименты ни в коей мере не могут претендовать на полномасштабное моделирование реальных процессов, которые могут возникать в больших термоядерных установках при срывах плазменного шнура или его неустойчивостях. Использувавшиеся нами образцы сталей имели толщину (~ 200 мкм), по крайней мере, на порядок меньше, чем толщина материала стенки разрядной камеры в термоядерных установках. В то же время наблюдаемые структурные изменения, возникающие в результате импульсной плазменной бомбардировки, обуславливающие неблагоприятные изменения механических свойств аустенитных сталей, распространялись на глубину, сравнимую с толщиной исследовавшихся образцов. На массивных образцах эффект возникновения структур, проникающих на столь малые глубины, может оказаться недостаточным для сколько-нибудь заметного влияния на механические свойства аустенитных сталей. Однако следует иметь в виду, что в термоядерных реакторах длительность импульса и удельные энерговыделения должны на несколько порядков превосходить эти параметры в наших экспериментах. Поэтому наблюдавшиеся нами эффекты могут оказаться многократно усиленными, что может привести к существенному ухудшению механических характеристик используемых аустенитных сталей. Полученные нами данные свидетельствуют о необходимости

проведения исследований влияния плазменных ударов на механические свойства аустенитных сталей в условиях максимально моделирующих условия в ТЯР.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Reuthes J.C. // J. Nucl. Mater. 1985. Vol.133-134. P.10-13.
2. Schiller P., Nihoul J. // J. Nucl. Mater. 1988. Vol.155-157. P.41-48.
3. Беликов А.Г., Гончаренко В.П., Гончаренко Д.К. и др. // Журнал технической физики. 1971. Т. 41. Вып. 9. С. 1881-1886.
4. Беликов А.Г., Гончаренко В.П., Гончаренко Д.К. и др. // ВАНТ. Сер.: Физика плазмы и проблемы управляемого термоядерного синтеза. 1977. Вып. 1(6). С. 4-10.
5. Conn R., Koenner J. // J. Nucl. Mater. 1976. Vol.63. P.1-14.
6. McGrachen G.M., Stott P.E. // Nucl. Fusion. 1979. Vol.19. P.889.
7. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Малик Г.Н., Розумный О.Т. // ФТТ. 1972. Т. 14. Вып. 5. С. 1308-1313.
8. Галактионова Н.А. Водород в металлах. М.: Металлургиздат, 1959.
9. Andersen H.H., Ziegler J.F. Hydrogen Stopping power and ranges in all elements. Pergamon press, New York, 1977.
10. Ранок А.И., Рыбалко В.Ф. Гелий в решетке металлов. М.: ЦНИИатоминформ, 1986.
11. Remy A. et al. Rapidly Quenched metals V, Elsevier Science Publishers B.V. 1985. P.843-846.
12. Гиндин И.А., Неклюдов И.М. Физика программного упрочнения. Киев: Наукова думка, 1979.

Виктор Федотович Зеленский, Иван Петрович Кошляков,
Виктор Николаевич Зосвонин, Василий Иванович Гриница,
Николай Трофимович Мереловский, Виталий Федорович Ерко,
Георгий Михайлович Мелик, Павел Владимирович Платонов,
Виктор Федосеевич Рубалко

ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМИ ПОТОКАМИ ПЛАЗМЫ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНЫХ НЕСТАБИЛИЗИРОВАННЫХ
СТАЛЕЙ

Ответственный за выпуск Л.М.Ракинченко

Редактор, корректор Т.Э.Ситнианская

Подписано в печать 30.11.89. БД-23475. Формат 60x84/16. Бум. писч. МТ.
Офсетн. печ. Усл. п. л. 0,9. Уч.-изд. л. 0,6. Тираж 200. Заказ № 1200.
Цена 12 коп. Изд. № 3624.

Кермовецкий ордена Ленина
и ордена Октябрьской Революции физико-технический институт АН УССР.
СИОТОС, Харьков, ул. Академическая, 1

12 коп.

Индекс 3624

