

ДЕФЕКТЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ

PACS numbers: 61.50.Lt, 61.72.Mm, 61.72.S-, 62.20.mt, 68.35.Dv, 68.35.Gy, 81.20.Vj

Энергетические параметры образования трещин при многопроходной сварке сплавов систем легирования Ni–Cr–Fe

К. А. Ющенко, А. В. Звягинцева, Г. Б. Беляев, Н. О. Червяков,
И. Р. Волосатов, Н. Ю. Каховский, Ю. В. Олейник

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Казимира Малевича, 11,
03150 Киев, Украина*

В работе рассмотрена склонность к образованию горячих трещин в многопроходных швах сплавов на никелевой основе с позиции изменения энергии когезии границ зёрен. В основу положена теория баланса энергии границы зерна и энергии поверхности. Методами дифракции обратных электронов, термического травления и световой интерферометрии оценены анизотропия и изменение энергетических свойств в деградационной зоне образования трещины на границах зёрен в зависимости от кристаллографической ориентации. Оценено влияние зернограницной сегрегации (адсорбции) атомов серы и кислорода на энергию когезии границы зерна. Методом оже-спектрометрии определены концентрации S и O на поверхности трещины в деградационной зоне провала пластичности и их влияние на расчётные значения энергии когезии.

Ключевые слова: граница зерна, трещины падения пластичности, энергия сегрегации, энергия когезии, адсорбция, кристаллографическая ориентация, оже-спектрометрия.

У роботі розглянуто схильність до утворення гарячих тріщин у багатопро-

Corresponding author: Kostyantyn Andriyovych Yushchenko
E-mail: yu.kon@paton.kiev.ua

*E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazimir Malevich Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

Please cite this article as: K. A. Yushchenko, A. V. Zviagintseva, G. B. Belyaev, M. O. Chervyakov, I. R. Volosatov, M. Yu. Kakhovskyi, and Yu. V. Oliynyk, Energy Parameters of Formation of Cracks at Multiple-Pass Welding of Alloys of Ni–Cr–Fe Alloying Systems, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **38**, No. 11: 1513–1526 (2016) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.38.11.1513.

рохідних швах на нікелевій основі In52 з позиції зміни енергії когезії меж зерен. В основу покладено теорію балансу енергії межі зерна та поверхневої енергії. Методами дифракції відбитих електронів, термічного щавлення та світлової інтерферометрії оцінено анізотропію та зміну енергетичних властивостей у деградаційній зоні утворення тріщини на межах зерен в залежності від кристалографічної орієнтації. Методом Оже-спектрометрії визначено концентрації S і O на поверхні тріщини в деградаційній зоні провалу пластичності. Оцінено вплив зерномежової сегрегації (адсорбції) атомів Сульфуру і Оксигену на енергію когезії межі зерна.

Ключові слова: межа зерна, тріщини падіння пластичності, енергія сегрегації, енергія когезії, адсорбція, кристалографічна орієнтація, Оже-спектрометрія.

The article considers the tendency to hot cracking in the multiple-pass nickel-based welds from the position of change of the cohesion energy of grain boundaries. It is based on the theory of the energy balance of the grain boundary and surface energies. Anisotropy and change of energy properties on grain boundaries in crack formation area are estimated depending on the crystallographic orientation by using EBSD analysis, thermal etching, and light interferometry. The concentration of S and O on the surface of the cracks in the degradation ductility dip area and their influence on the calculated cohesive energy are determined by Auger electron spectroscopy. The effect of grain-boundary segregation (adsorption) of sulphur and oxygen atoms on cohesive energy of the grain boundary is investigated.

Key words: grain boundary, ductility dip cracks, segregation energy, cohesive energy, adsorption, crystallographic orientation, Auger electron spectroscopy (AES).

(Получено 7 октября 2015 г.; окончат. вариант — 20 октября 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Сплавы на никелевой основе играют важную роль как коррозионно-стойкие материалы в атомной и химической промышленности, особенно в условиях эксплуатации при высоких температурах, значительных напряжениях и в агрессивных средах. Широко используемыми сплавами на никелевой основе являются сплавы системы легирования никель–хром. Никелевый сплав Inconel 690 системы легирования Ni–Cr–Fe имеет превосходные эксплуатационные показатели при высоких температурах и широко используется в ядерной энергетике. При сварке данного материала обычно применяется сварка неплавящимся электродом в среде защитного газа или дуговая сварка плавящимся электродом.

Оказалось, что сварные соединения сплава Inconel 690 проявляют повышенную чувствительность к образованию горячих трещин в

процессе сварки, в особенности в условиях изготовления толсто-стенных компонентов, что серьёзно влияет на безопасность и срок службы готовой конструкции.

В соответствии с международным стандартом ИСО 17641-1:2004 трещины такого типа называют трещинами падения пластичности (ТПП или DDC—Ductility Dip Cracks) [1]. Результаты многочисленных исследований свариваемости указывают на совокупность определённых факторов, влияющих на образование трещин падения пластичности при сварке. К ним относится размер зёрен, ориентация межзёренных границ относительно прикладываемого напряжения, сегрегация примесей, погонная энергия сварки и др. [2].

В поликристаллическом теле разрушение происходит в виде зарождения и роста трещин. Этот процесс тесно связан с кинетикой роста трещины и сопротивлением сплава разрушению [3]. В качестве параметра сопротивления сплава рассмотрено энергию когезии, как характеристику прочности сцепления. Если энергия когезии снизится до критического уровня, то и сопротивление разрушению тоже снизится.

Прочность сцепления между зёрнами определяется поверхностной энергией и энергией границы зерна (ГЗ или GB—Grain Boundary). Когезионная прочность границы в реальных поликристаллах меняется в соответствии с углом разориентации соседних зёрен [4, 5]. Влияние разориентации соседних зёрен на энергию когезии металлов с ГЦК-решёткой исследовано в работе [6]. Наличие большого количества систем скольжения ГЦК-решётки способствует аномально быстрому массопереносу атомов S и O с тела зерна на его границу [7]. Зернограничная сегрегация атомов S и O в аустенитных высоколегированных сплавах приводит к образованию межкристаллитных хрупких трещин [8, 9].

Авторы работы [7] изучали эффект сегрегации серы на границах зёрен никеля и показали, что наличие монослоя в 5 нм приводит к межкристаллитному хрупкому излому. Если связывать хрупкий характер разрушения с сегрегационными процессами, то согласно исследованию [10] по распределению серы на поверхности разрушения при испытаниях на растяжение, максимальное количество серы на поверхности разрушения наблюдается при скорости деформации 10^{-3} с^{-1} . Данная скорость согласно модельным расчётам соответствует уровню деформации при сварке плавлением, которая используется для сварки выбранных для исследования сплавов [11].

Данная работа базируется на экспериментах и расчётах энергетических свойств ГЗ в многопроходном шве, выполненном проволокой In52. Цель работы — определение энергии когезии, как одного из параметров трещиностойкости ГЗ многопроходных аустенитных швов.

2. МЕТОДИКА РАСЧЁТА

Общепринятой является трактовка образования канавок травления границ зёрен через состояние равновесия свободных энергий ГЗ и свободной поверхности [12]. В работе [13] изучалось аномальное изменение профиля канавок термического травления в поликристаллическом сплаве In52. Наблюдается прямая зависимость энергии ГЗ от геометрии профиля канавки травления. Сравнивалась энергия ГЗ с поверхностной энергией кристалла. Под действием поверхностного натяжения на плоскости шлифа в месте выхода границы образуется канавка. В равновесных условиях величины углов раскрытия канавки соответствуют относительным величинам энергии свободной поверхности и границы [12].

На рисунке 1 представлено схематическое изображение симметричной канавки травления. Анализ сводится к определению двугранного угла ψ раскрытия ГЗ, а также $h_{1,2}$ и зоны a , b . Параметры $h_{1,2}$ и a , b определяют степень пластической деформации приграничных областей.

Подробная методика измерений представлена в работе [13]. Далее с учётом геометрических особенностей канавок травления по формулам (1), (2) рассчитывали отношение энергии ГЗ E_{gb} к энергии поверхности зерна E_s :

$$\frac{W}{d_{1,2}} = \frac{4,73}{\operatorname{tg}(\alpha, \beta)}, \quad (1)$$

$$\frac{E_{gb}}{E_s} = 2 \cos\left(\frac{\psi_s}{2}\right). \quad (2)$$

Углы α и β рассчитываются отдельно, чтобы учесть несимметрич-

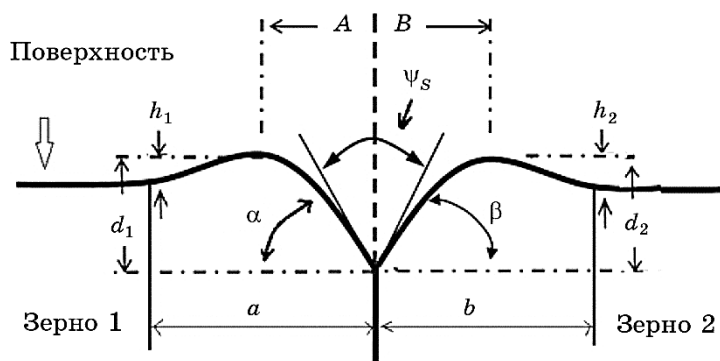


Рис. 1. Схематическое изображение профиля канавки травления.

Fig. 1. Scheme of the profile of etching groove.

ность профиля и уменьшить погрешность измерения. Ширина канавки травления $W = A + B$ — это сумма двух расстояний между максимальной глубиной травления и высотой обеих сторон профиля.

Учитывая высокую пластичность сплавов на никелевой основе, для расчёта внутренней энергии ГЗ использовалась дислокационная модель, предложенная Ридом и Шоккли [14].

Энергия дислокационной ГЗ на квадратный сантиметр поверхности раздела определяется по формулам:

$$E_{gb} = E_0 \theta (A - \ln \theta), \quad (3)$$

$$E_0 = \frac{\mu b}{4\pi(1-\nu)}, \quad (4)$$

$$A_0 = \frac{4\pi(1-\nu)B_k}{\mu b^2}, \quad (5)$$

где μ — модуль сдвига (МПа), b — модуль вектора Бюргерса (нм), ν — коэффициент Пуассона, B_k — энергия ядра дислокации (Дж), θ — угол разориентации (град).

Образование ТПП происходит из-за разрушения энергетических связей между атомами. Энергия E_{gb} «цельной» границы зерна расходуется на образование двух новых поверхностей с энергией E_s . Разница между этими двумя параметрами называется энергией когезии E_{coh} , которая является критерием прочности границы [15].

$$E_{coh} = 2E_s - E_{gb}, \quad (6)$$

E_{coh} — энергия когезии (Дж/м²), E_s — поверхностная энергия (Дж/м²), E_{gb} — энергия границы зерна (Дж/м²).

Охрупчивающие элементы снижают поверхностную энергию E_s больше, чем энергию границы зерна E_{gb} . Изменение атомной связи на ГЗ за счёт сегрегации приводит к снижению энергии когезии E_{coh} .

Учитывая энергетические особенности каждой примеси и энергию когезии границ зёрен в состоянии после сегрегации, по формуле (7) можно рассчитать плотность атомов A (атом/м²):

$$E_{coh} = 2E_s - E_{gb} - (\Delta E_{gb}^{seg} - \Delta E_s^{seg})A, \quad (7)$$

$2E_s - E_{gb}$ — энергия когезии без сегрегации (Дж), ΔE_{gb}^{seg} — энтальпия сегрегации примеси на ГЗ (Дж), ΔE_s^{seg} — энтальпия сегрегации примеси на поверхности зерна (Дж), $\Delta E_{gb}^{seg} - \Delta E_s^{seg}$ — энергетический вклад адсорбции в E_{coh} (Дж), A — плотность примеси (нм⁻¹).

3. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В качестве экспериментальных образцов были выбраны многопроходные швы, выполненные на никелевом сплаве In690 сваркой неплавящимся электродом с присадкой проволоки In52.

Исходный образец № 1 представляет собой многопроходный шов, выполненный в разделку. Образец № 2 получен после наложения на исходный образец 1 контрольного шва с дополнительным принудительным деформированием. В зоне термического влияния (ЗТВ) образца 2 образовались ТПП. Химический состав образцов приведён в табл. 1.

Перед помещением образцов в камеру микроскопа проводилась тщательная полировка поверхности коллоидным раствором оксида кремния Erosil F с размером частиц 0,1 мкм.

В металле швов определяли кристаллографическую ориентацию зёрен. Исследования образца 1 выполняли на растровом электронном микроскопе Quanta 200 3D с детектором вторичных электронов Эверхарта–Торнли (EBSD) и столиком нагрева. Исследования образца 2 выполняли на растровом электронном микроскопе фирмы «Zeiss» EVO-50 с использованием ССD-детектора (EBSD).

После определения кристаллографической ориентации образцы травились в вакуумной камере. Максимальная температура нагрева образца — 1300°C, скорость нагрева — 50°C/мин. Время выдержки — 3 часа. Измерение геометрических размеров профиля ГЗ выполнялось на световом микроинтерферометре Линника МИИ-4. Фотографирование поверхности образца с интерференционными полосами проводилось фотокамерой для металлографических исследований Tucsen Camera 5.0. Профили канавки травления измерялись с помощью программы ImageJ, предварительно откалиброванной под интерферометр. Измерения по ГЗ выполняли в 6–8 разных участках.

Расчёт реальной высоты и глубины травленной ГЗ был определён по формуле (8):

$$d, h = \frac{0,5 \lambda \Delta N}{k}, \quad (8)$$

ТАБЛИЦА 1. Химический состав проволоки In52.

TABLE 1. Chemical composition of wire In52.

Концентрация элемента, % масс.											
C	Mn	Ni	Cr	Fe	Nb + Ta	Mo	Ti	S	P	Al	Si
0,021	0,24	59,17	29,19	9,99	<0,01	0,01	0,51	0,001	0,003	0,72	0,12

где $\lambda = 0,55$ мкм — длина волны освещения для зелёного светофильтра, ΔN — высота изгиба полосы (мкм), k — интервал между интерференционными полосами (мкм).

Одна из исследуемых в ЗТВ трещин была раскрыта в вакууме, и на её поверхности был выполнен послойный поэлементный оже-анализ.

4. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Исследование микроструктуры образцов было выполнено в пределах 4–6 зёрен. Электронное изображение и картины кристаллографической ориентации для образца 1 в состоянии до сварки плавлением показано на рис. 2, а, б. Для дальнейшей идентификации зёрна пронумерованы.

Согласно данным РЭМ общая длина границ зёрен в поле зрения составляет ≈ 1 см. В основном это большеугловые границы зёрен с интервалом разориентации 30 – 60° .

Визуальное наблюдение за процессом травления ГЗ показало, что при достижении температуры в 900°C начинается процесс термического травления границ зёрен. Это объясняется более низкой энергией активации поверхностной диффузии.

Состояние ГЗ исследуемого образца в процессе травления при 900 – 1000°C показано на рис. 3. Поверхность образцов после травления исследовалась на световом интерферометре.

Согласно модели разрушения по Гриффитсу, учитывая формулы (1)–(5) рассчитаны энергетические параметры ГЗ в зависимости от

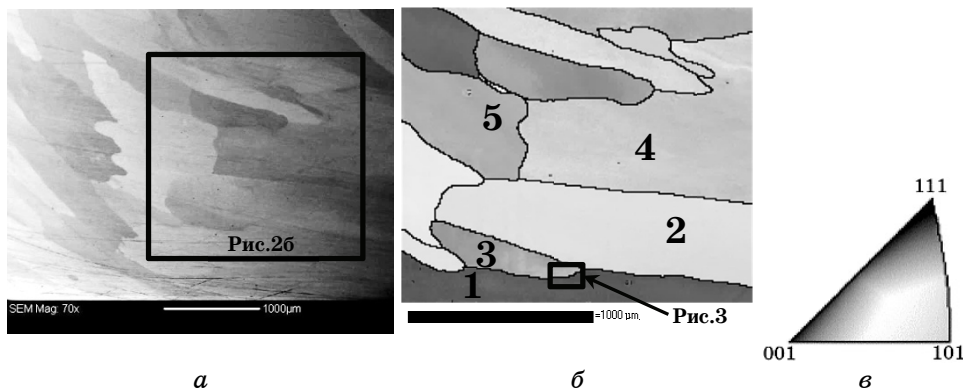


Рис. 2. Электронное изображение (а) и картина кристаллографической ориентации зёрен (б) исходного образца многопроходного шва In52.

Fig. 2. SEM image of GB (a) and EBSD map of crystallographic orientation of the grains (b) of initial multi-pass welds In52.

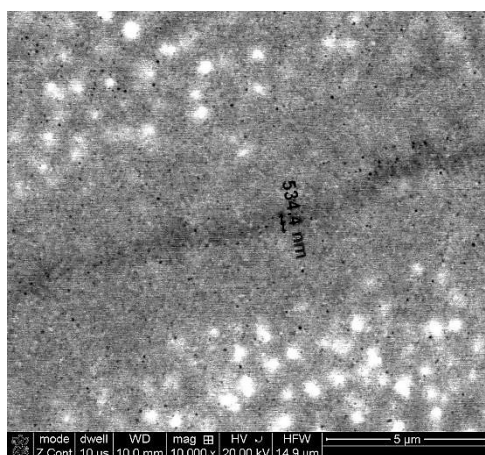


Рис. 3. Электронное изображение границы зерна шва In52 в процессе травления при увеличении $\times 8000$.

Fig. 3. SEM image of GBs of welds In52 during the process of etching with magnification $\times 8000$.

кристаллографической разориентации в сплаве. Значения энергии ГЗ, поверхностной энергии, энергии когезии и ширины границы показаны в табл. 2. Последний столбец указывает на номер ГЗ с рис. 2, б.

Кристаллографическая ориентация зёрен в ЗТВ In52 с ТПП на высокоугловых ГЗ после наложения контрольного шва плавлением показана на рис. 4. Трещины образуются на ГЗ с кристаллографической разориентацией $45\text{--}60^\circ$. Такие высокоугловые границы в исходном состоянии имеют сниженную энергию когезии $3,33\text{--}2,22$ Дж/м². Сварочный нагрев создаёт условия для аномального перемещения примесных атомов из тела зерна на его границу, что снижает энергию когезии на $1\text{--}2$ Дж/м² за счёт адсорбции S и O.

ТАБЛИЦА 2. Параметры границ зёрен исследуемого сплава.

TABLE 2. Parameters of the grain boundaries of the investigated alloy.

Сплав	θ , град	E_{gb} , Дж/м ²	E_{coh} , Дж/м ²	E_s , Дж/м ²	W , мкм	Ψ , град	№ ГЗ
In 52	25	0,75	4	2,42	5,0	143	4–5
	30	0,78	3,8	2,3	5,3	152	1–2
	45	0,68	3,33	2,2	5,6	160	4–2
	55	0,53	2,31	1,42	6,4	158	1–4
	60	0,45	2,22	1,27	6,4	160	2–3

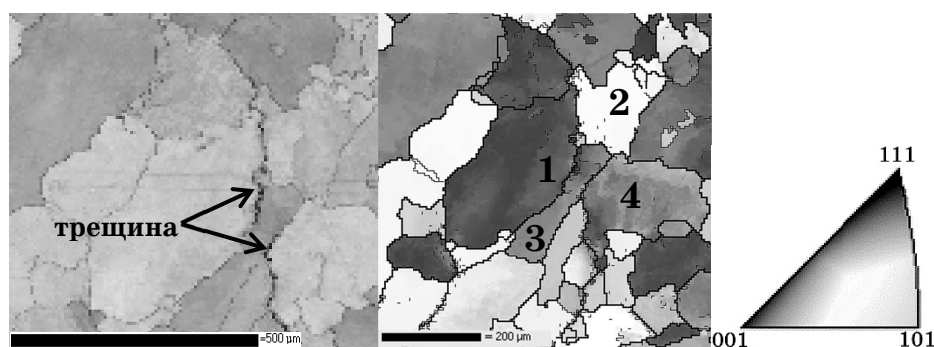


Рис. 4. Электронное изображение (а) и картина кристаллографической ориентации зёрен (б) в ЗТВ контрольного шва In52 с горячими трещинами на высокоугловых ГЗ.

Fig. 4. Crystallographic orientations of the grains in the HAZ of the control weld In52 with hot crack at high angle grain boundaries.

На световом интерферометре проанализировано три ГЗ с ТПП в диапазоне углов разориентации $45\text{--}60^\circ$ и границы зёрен без трещин. Количество измеренных интерференционных линий составило $\cong 100$. Анализировали профили нераскрытых участков без трещин по ГЗ, а также устье трещины.

На рисунке 5 представлен график зависимости энергии когезии от угла разориентации зёрен многопроходного шва In52 в исходном состоянии и после наложения контрольного шва. Анализ показывает, что деградация межзеренной микроструктуры преимущественно происходит в диапазоне углов $45\text{--}60^\circ$. Снижение энергии когезии ГЗ на углах разориентации $55\text{--}60^\circ$ составляет $1,1\text{--}1,3$ Дж/м². Это, вероятно, снижает прочность до уровня действующих локальных напряжений, возникающих в металле во время охлаждения после сварки плавлением [16].

Зная плотность распределения примеси A , nm^{-1} (формула (7)), с учётом энергии сегрегации (адсорбции) химических элементов на ГЗ, можно оценить концентрацию примесей C_{max} , вызывающую образование ТПП. В сплаве наиболее опасными примесями являются сера и кислород.

Корректность теоретических расчётов подтверждается прямыми наблюдениями концентрации S и O на поверхности раскрытой ТПП в камере оже-спектрометра (рис. 6). Дополнительно исследовали поверхность ТПП, возникающих в ЗТВ после наложения контрольного шва. Методика подготовки образца для оже-спектроскопии ТПП трещин имела некоторые особенности. Было высказано предположение, что в процессе термического воздействия дуги на металл зоны термического влияния (ЗТВ) и возникновения в ней тре-

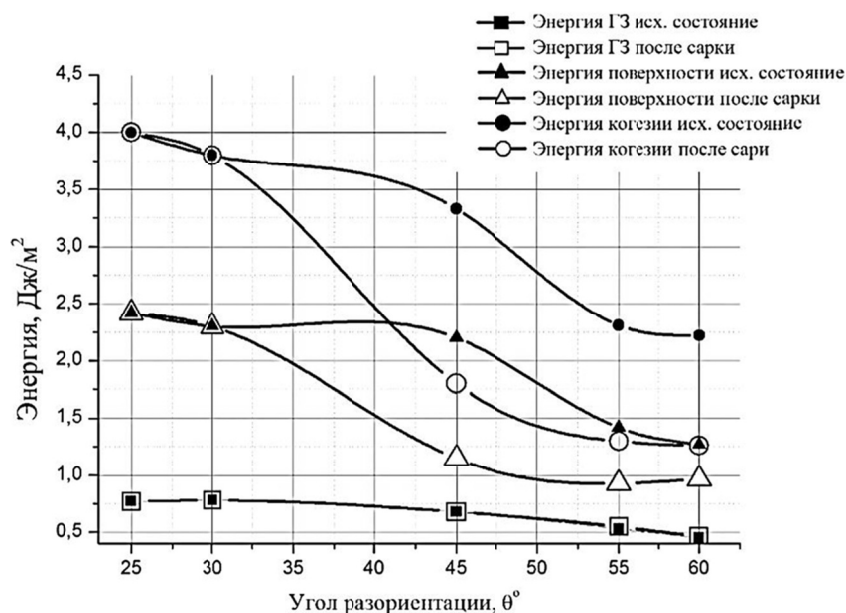


Рис. 5. Зависимость энергии когезии E_{coh} от угла разориентации (θ) зёрен многослойного шва In52 в исходном состоянии и после наложения контрольного шва.

Fig. 5. Dependence of cohesive energy E_{coh} from misorientation angle (θ) in multi-pass welds In52 at initial state and after control welding.

щины, последняя не имеет контакта с внешней средой. При этом на этапе образования трещины (при высоких температурах) исключено обогащение поверхности внешними загрязнениями или абсорбентами. Оже-спектроскопия включала оценку элементного состава поверхности горячей трещины в исходном состоянии и после разного времени ионного травления, показывая распределение основных элементов на разном удалении от поверхности трещины.

Таким образом, анализ полученных результатов показывает, что поверхность трещины обогащена в основном серой, кислородом и углеродом, причём углерод на поверхности находится в виде карбидов. Перераспределение ряда элементов, в первую очередь серы и кислорода, на границу зерна в температурном интервале провала пластичности приводит к проявлению хрупкого межзеренного разрушения. Исследование поверхности трещины подтвердило увеличение содержания серы до 1,5 ат.%, что хорошо согласуется с данными, которые получены для ТПП при помощи теста с программируемой деформации трещин (PVR-Test—Programmierter Verformungsrisstest). Обогащение швов этими элементами ведёт к повышению их концентрации на границах зёрен и, в конце концов, к об-

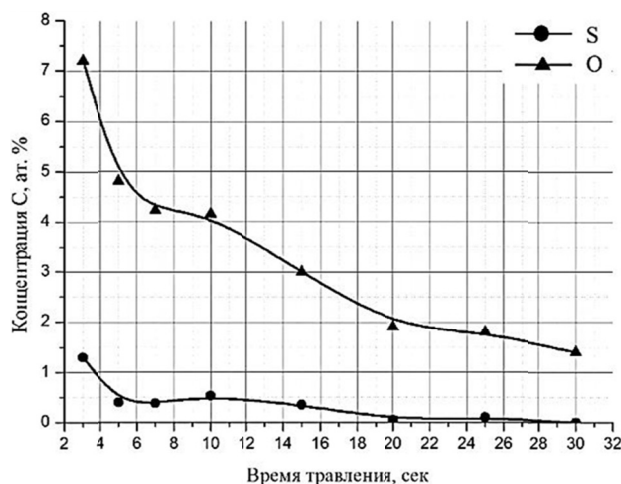


Рис. 6. Экспериментальная концентрация примесей в зависимости от времени ионного травления поверхностного слоя.

Fig. 6. Experimental concentration of impurities as a function of time of surface layer ion etching.

разованию трещин.

Характер изменения кривых концентрации S и O при стравливании поверхности в камере спектрометра со скоростью 1 нм/мин совпадает на всем интервале травления, что объясняется практически равной энергией адсорбции ΔE_{gb} этих примесей. Таким образом, средние концентрации O и S на поверхности ТПП для высокоугловых границ находятся в интервалах 2,3–4,5 и 0,5–1 ат.% соответственно.

Одним из путей повышения стойкости к образованию ТПП является использование дополнительного легирования шва элементами, имеющими высокую энергию активации и укрепляющими границы, такими как Nb и Mo. В образцах многопроходных швов, дополнительно легированных Nb и Mo, как в исходных, так и после наложения контрольного шва, трещин не обнаружено. Детальное исследование структуры методом EBSD показало наличие по телу зёрен большого количества малоугловых границ с разориентировкой фрагментов 2–4° (рис. 7).

В то время как в швах без дополнительного легирования малоугловых границ практически нет, и разориентировка между фрагментами $\cong 1^\circ$ (рис. 2, 4). Присутствие в материале примесей Nb и Mo может приводить к уменьшению зернограничной поверхностной энергии (термодинамический механизм) и наличию дисперсных частиц второй фазы (рис. 8), укрепляющих границы (кинетический механизм).

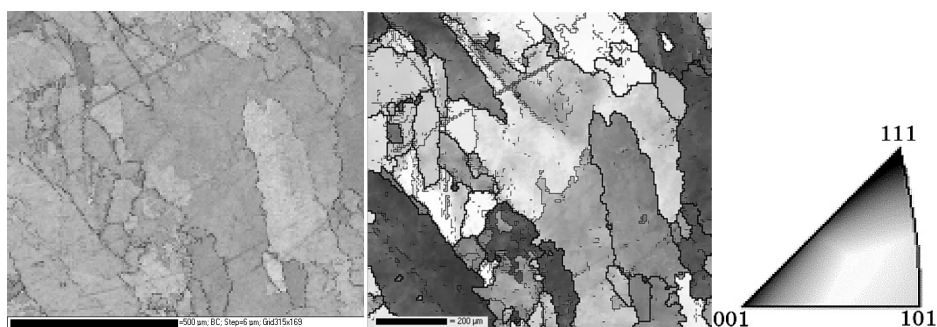


Рис. 7. Кристаллографическая ориентация зёрен в ЗТВ контрольного шва, дополнительно легированного Nb и Mo.

Fig. 7. Crystallographic orientation of the grains in the HAZ of the control weld additionally alloyed by Nb and Mo.

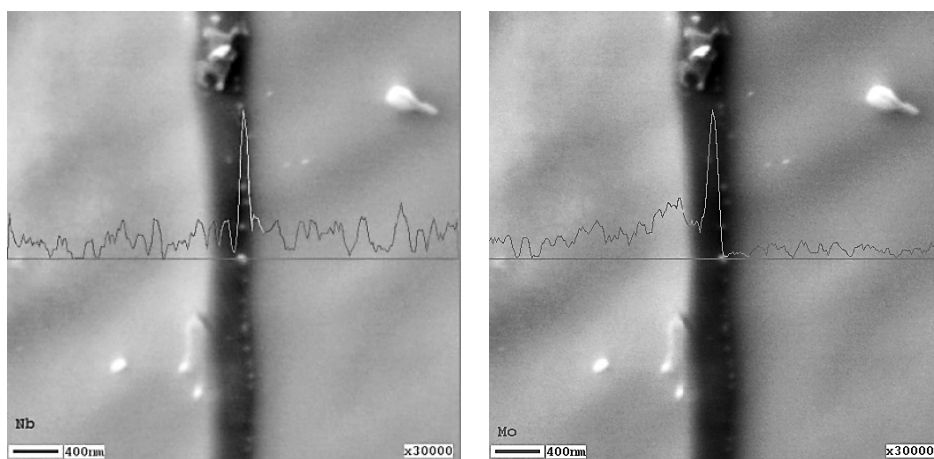


Рис. 8. Границы зёрен в ЗТВ контрольного шва, дополнительно легированного Nb и Mo.

Fig. 8. Grains boundaries in the HAZ of the control weld additionally alloyed by Nb and Mo.

5. ВЫВОДЫ

С помощью растровой электронной микроскопии, которая включала нагрев образцов, оже-спектрального анализа и световой интерферометрии получено ряд данных для многопроходных сварных швов системы легирования Ni–Cr–Fe. Эти данные позволили определить термодинамические и структурные параметры: угол разориентации соседних зёрен, значения энергий поверхности, границы

зерна и когезии, концентрацию S и O на поверхности ТПП.

1. Установлена связь энергии когезии E_{coh} ГЗ сплавов и угла разориентации θ соседних зёрен. Для углов разориентации θ в пределах $45\text{--}60^\circ$ наблюдается повышенная склонность к образованию ТПП во время многопроходной сварки плавлением. Особое изменение термодинамического состояния ГЗ выражается в уменьшении энергии когезии до $1,8\text{--}1,26$ Дж/м² для углов разориентации ГЗ $45\text{--}60^\circ$.

2. Снижение энергии когезии в швах In52 при многопроходной сварке плавлением связано с сегрегацией примесей S и O на границу зерна. Сегрегация осуществляется путём аномально быстрого перемещения примесей в металле шва в процессе высокотемпературного нагрева и охлаждения зоны термического влияния от следующего прохода при сварке. Определены средние концентрации O (2,3–4,5 ат.%) и S (0,5–1 ат.%) на поверхности ТПП. Количество кислорода в 4,5–5 раз больше, чем серы, и это совпадает с данными о соотношении максимальной объёмной растворимости кислорода и серы в жидком металле шва.

3. Комплекс мер по предотвращению образования ТПП может заключаться в следующем:

– блокирование поперечного скольжения и затруднение процесса перемещения примесей на границу зерна;

– понижение энергии границы зерна с помощью дополнительного легирования элементами, имеющими высокую энергию активации и укрепляющими границы, такими как Nb и Mo, уменьшения размера зерна, а также за счёт снижения содержания вредных примесей, таких как сера и кислород в твёрдом растворе;

– разработка режимов сварки с пониженным уровнем деформаций, также обеспечивающих наименьшее загрязнение шва вредными примесями и минимизирующих рост зерна в ЗТВ.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА—REFERENCES

1. *Destructive Tests on Welds in Metallic Materials. Hot Cracking Tests for Weldments. Arc Welding Processes. Part 1: General*, ISO 17641-1:2004.
2. T. Boellinghaus, *Cracking Phenomena in Welds IV* (Springer: 2016), p. 512.
3. S. Mahalingam, P. E. J. Flewitt, and J. F. Knott, *Mater. Sci. Eng. A*, **564**: 342 (2013).
4. T. Watanabe, *Res. Mechanica*, **11**: 47 (1984).
5. B. S. Bokshstein and A. B. Yaroslavtsev, *Diffuziya Atomov i Ionov v Tverdykh Telakh* [Diffusion of Atoms and Ions in Solids] (Moscow: MISiS: 2005), p. 382 (in Russian).
6. E. A. Holm, D. L. Olmsted, and S. M. Foiles, *Scr. Mater.*, **63**: 905 (2010).
7. D. H. Lassila and H. K. Birnbaum, *Acta Metall. Mater.*, **35**: 1815 (1987).
8. K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, and N. O. Chervyakov, *Avtomaticheskaya Svarka*, **5**: 10 (2010) (in Russian).
9. K. Saida and K. Nishimoto, *International Symposium on the Ageing*

- Management & Maintenance of Nuclear Power Plants* (ISaG2010), **03**: 207 (2011).
10. F. Christien and R. Le Gall, *Surface Science*, **602**: 2463 (2008).
 11. K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, A. V. Zvyagintseva, N. O. Chervyakov, and V. Yu. Zavidonov, *Nadiynist' i Dovgovichnist' Mashyn i Sporud*, **36**: 36 (2012) (in Ukrainian).
 12. B. Chalmers, R. King, and R. Shuttleworth, *Proc. Roy. Soc. A*, **193**: 465 (1948).
 13. G. B. Beliaev, I. R. Volosatov, and M. Yu. Kakhovskyi, *Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Material Science*, **1**, No. 1: 113 (2015).
 14. H. G. Van Bueren, *Imperfections in Crystals* (Amsterdam: North-Holland Publishing Company: 1960).
 15. J. R. Rice and J.-S. Wang, *Mater. Sci. Eng. A*, **107**: 23 (1989).
 16. A. Ghani, *Residual Stresses and Heat Treatments for Metallic Welded Components* (Dublin City University School of Mechanical and Manufacturing Engineering: 1994), p. 265.