

К.А. Муравьев, к.т.н., доц. (Сургутский институт нефти и газа, г. Сургут, РФ),  
 В.Д. Макаренко, д.т.н., проф. (Национальный университет природных биоресурсов Украины,  
 г.Киев), Т.Ф. Евпак, инж., (Сургутский институт нефти и газа, г. Сургут, РФ), А.А. Бондарев, д.т.н.  
 (Институт электросварки им. Е.О. Патона, г. Киев, Украина)

## Нейросетевой анализ показателей трещиностойкости сварных соединений конструкционных сталей

*Показана возможность применения нейросетевого метода для исследования трещиностойкости металла сварных швов конструкционных сталей. Метод апробирован при определении оптимальной концентрации микролегирования стали церием.*

**Ключевые слова:** нейросетевой метод, исследование, трещиностойкость, вязкость, модифицирование, церий, микроструктура.

*Показана можливість застосування нейромережевого методу для дослідження тріщиностійкості металу зварних швів конструкційних сталей. Метод апробований при визначенні оптимальної концентрації мікролегуння сталі церієм.*

**Ключові слова:** нейромережевий метод, дослідження, тріщиностійкість, в'язкість, модифікування, церій, мікроструктура.

*Possibility of application of new method is shown for research of metal crackresistence of the weld-fabricated of construction steels. A method is approved at determination of optimal concentration of microalloying became a cerium.*

**Keywords:** new method, research, crackresistence, viscosity, retrofitting, cerium, microstructure.

Известно, что трещиностойкость сварных соединений является важной характеристикой эксплуатационной долговечности и безопасности металлоконструкций объектов машиностроения.

Существующие в настоящее время мнения отечественных и зарубежных ученых о влиянии на показатели трещиностойкости разных факторов, в частности температуры и химического состава стали, обнаруживают противоречия и неопределенность: отсутствуют количественные научно обоснованные рекомендации по оптимальному содержанию модифицирующих редкоземельных (РЗМ) и щелочноземельных (ЩЗМ) микродобавок в сварных швах. В результате этого возникла необходимость дополнительного изучения и определения оптимальных металлургических и технологических мер, направленных на повышение трещиностойкости металла при изготовлении и ремонте нефтяного оборудования.

**Целью** настоящей работы являлось изучение показателей трещиностойкости металла сварных соединений, модифицированного добавками РЗМ, в широком диапазоне изменения температур, с привлечением нейросетевого (НС)

метода анализа результатов экспериментов.

Выбор в пользу применения нейросетевых технологий был сделан, исходя из основных свойств нейронных сетей [1]. Они могут «обучаться» на основе опыта анализировать новые случаи с учетом предыдущих результатов; извлекать основные закономерности и свойства из поступающей информации, содержащей излишние данные. В связи с этим необходимо отметить, что задачи идентификации, а, тем более, прогнозирования свойств трещиностойкости металла являются ключевыми в общей проблеме надежности нефтяного оборудования. Возможности их решения заключаются в применении новых информационных технологий, в частности искусственных нейронных сетей (ИНС).

В качестве классифицирующих признаков, выражающих количественное значение трещиностойкости металла и содержащими наиболее полную информацию об объекте, принимали:

показатели вязкости металла – параметры критической интенсивности напряжений ( $K_{Ic}$ , МПа·м<sup>1/2</sup>) и критического раскрытия трещины ( $\delta_c$ , мм), характеризующие, как известно, сопротивляемость металла хрупкому разрушению [2]. Кроме

этого определяли кинетику разрушения и сопротивления материала развитию зародившейся трещины. Критерием трещиностойкости служила также скорость роста трещины ( $V$ , мм/цикл) [3].

Для определения характеристик  $K_{Ic}$  и  $\delta_c$  готовили образцы требуемых размеров. Усталостные трещины в образцах создавали с помощью гидропульсатора CDM-10 (Германия) при частоте нагружения 10-15 Гц и коэффициенте асимметрии цикла  $r=0,1-0,2$ . Испытания с целью определения параметров вязкости разрушения проводили на установке УМЭ-10 по стандартной методике [2, 4].

Для изучения процесса разрушения использовали призматические образцы размером 140×20×12 мм (с поперечным расположением сварного шва). В зоне сплавления основного металла и металла шва механическим способом наносили один краевой полукруглый надрез типа Менаже глубиной 1 мм в плоскости, перпендикулярной к действию главного напряжения при изгибе образца. Образцы испытывали при 20°С в жестком режиме нагружения изгибом до заданных начальных амплитуд деформаций  $E_a=0,4$  и 0,7% с трапециoidalной формой цикла. Длительность по-

лущикла растяжения  $t$  составляла 24 ч; продолжительность цикла сжатия  $t = 20$  мин.

Для получения диаграммы  $V=f(N)$  проводили численное дифференцирование плавной зависимости  $C=f(N)$ , где  $C$  – глубина трещины. Полученную диаграмму в координатах  $V=f(N)$  аппроксимировали кусочно-прямолинейными участками с разным наклоном. Точки их пересечения характеризуют моменты увеличения или уменьшения скорости роста трещины.

Сопоставление скорости роста трещины в сварных соединениях позволяет выявить материалы, наиболее стойкие против локального разрушения в зоне термического влияния.

Образцы для определения коэффициентов  $K_{1c}$  и  $\delta_c$  вырезали из сварных проб поперек шва. Надрез на испытуемых образцах наносили по оси шва. Сварку выполняли на переменном токе от трансформатора СТШ-500/80. Режимы сварки:  $I_{св}=180A$ ,  $U_{\theta}=23-24$  В.

В опытах использовали микродобавки церия, которые являются недефицитными; при условии экономного микролегирования относятся к недорогим сырьевым материалам; выпуск их освоена отечественной металлургической промышленностью. Модифицирующие добавки находились в порошкообразном металлическом виде, а химический и гранулометрический состав их соответствовал ГОСТам и ТУ, приведенным в работах [5,6]. Для экспериментов образцы изготавливали из сварных швов, выполненных на стали 17Г1С опытными электродами, в покрытие которых вводили переменное количество микродобавок – Се. В качестве основной использовали сталь 17Г1С, как наиболее распространенную в машиностроении [7].

С целью обеспечения постоянного химического состава наплавленного металла содержание ферросплавов в покрытии экспериментальных электродов корректировали в зависимости от вводимых в обмазочную массу модифицирующих микродобавок. Таким путем было получено практически одинаковое раскисление наплавленного металла (в %): 0,12-0,20 С; 0,33-0,50 Si;

1,36-1,53 Mn; 0,025-0,036 [O]; 0,005-0,10 Се.

Базой служило покрытие электродов марки АНО-26 [8], наносимое на стержень из проволоки Св-08А диаметром 4 мм; коэффициент массы покрытия  $K_{м.п}=45$  %. Опытные электроды изготавливали на калиево-натриевом жидком стекле плотностью 1,55 г/см<sup>3</sup> с модулем 2,76.

Используемая нейросеть состоит из трех нейронов, имеет два входа и три выхода. Все три нейрона объединены в один слой, т.е. нейросеть представляет собой однослойный перцептрон. Структурная схема нейросети приведена на рис. 1. В качестве активационной функции нейрона выбрана функция единичного скачка (рис. 2).

С использованием пакета Neural Networks Toolbox, входящего в состав Simulink, нами были смоделированы нейросетевые модели для оценки показателей трещиностойкости.

На вход модели подаются два характерных фактора (содержание модификатора и значение температуры), и в зависимости от них на выходе получают раз-

личные значения. Обычно данная модель выражается следующей системой уравнений:

$$Y_1 = h(X_1 W_{11} + X_2 W_{21})$$

$$Y_2 = h(X_1 W_{12} + X_2 W_{22}),$$

$$Y_3 = h(X_1 W_{13} + X_2 W_{23}),$$

где  $Y_1, Y_2, Y_3$  – выходные сигналы;  $X_1, X_2$  – входные сигналы (содержание модификатора и значение температуры);  $W_{ij}$  – весовые коэффициенты;  $h$  – активационная функция нейрона (единичный скачок).

Для оценки качества определения параметров трещиностойкости вводят величину  $\Delta$  или ошибку определения, которая выражается в процентах и вычисляется следующим образом:

$$\Delta = \frac{N - N^*}{N} \cdot 100, \%,$$

где  $N$  – число изучаемых образцов;  $N^*$  – число образцов, определенных правильно.

Для оценки ошибки определения проведено 60 измерений, по 20 на каждый показатель трещиностойкости.

Было установлено, из 60 случаев 55 идентифицированы правильно.

Таким образом, ошибка определения равна:

$$\Delta = \frac{60 - 55}{60} \cdot 100\% = 8,33\%.$$

В теории распознавания образов такое значение ошибки определения не является слишком большим и вполне допустимо для экспериментальных исследований. Точность определения параметров трещиностойкости зависит от архитектуры нейросети, количества нейронов и правильной настройки весовых коэффициентов [1].

### Результаты экспериментов и их обсуждение

Набор экспериментальных данных опытной стали 17Г1С при разных температурах испытаний получен в работах [1,7,9] для ограниченного диапазона изменения содержания модификаторов, что не позволяет провести полномасштабный анализ зависимости показателей трещиностойкости от концентрации модификаторов в стали. Очевидным является лишь наличие определенно нелинейных связей между переменными.

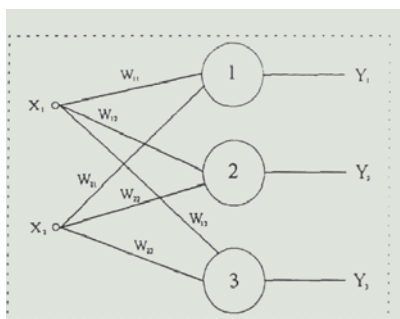


Рис. 1. Структурная схема нейросети

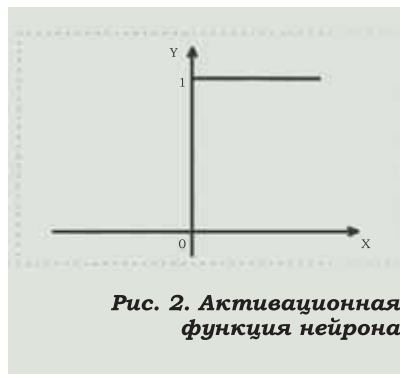


Рис. 2. Активационная функция нейрона

Структура и методы обучения НС не определяются природой анализируемых данных, но зависят от их количества, подаваемых на входы НС и сложности изучаемого процесса. Установлено, что чем лучше обучена НС, тем ближе экспериментальные и предсказанные сетью значения  $K_{1c}$  и  $\delta_c$ , т.е. кривая зависимости между ними должна располагаться под углом 45 градусов к осям координат. Обученные НС использовали для прогнозирования трех критериев трещиностойкости как внутри области экспериментально апробированных входных параметров, так и за её пределами (рис. 3 и табл. 1-3).

Анализ данных рис. 3-4 и табл. 1 и 2 показывает, что с увеличением содержания изучаемой микродобавки улучшаются параметры вязкости сварных швов повышаются значения критического коэффициента интенсивности напряжений  $K_{1c}$  и раскрытия трещины  $\delta_c$ .

Эта же закономерность наблюдается и при исследовании кинетики роста трещины в сварных швах, легированных микродобавками. Анализ данных табл. 3 показывает, что высокая скорость роста трещины (вплоть до разрушения) присуща сварным швам, не содержащим модификаторов. Так, при 40 циклах нагружения в металле, наплавленном электродами АНО – 26 (в покрытии отсутствовали легирующие компоненты), скорость роста трещины достигает критического значения и образец разрушается. По мере увеличения содержания Се скорость роста трещины уменьшается, несмотря на увеличение числа циклов  $N$ .

Из анализа данных табл. 1-3 следует, что с помощью обученных НС можно с большой достоверностью определить оптимальное содержание модифицирующих добавок Се, равное 0,025 – 0,040%. Превышение 0,040% вызывает ухудшение показателей трещиностойкости, что связано, вероятно, с большим засорением металла сварного шва неметаллическими включениями.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что легирующие компоненты существенно влияют на структуру, которая отражает высокую чувствительность к характеристикам процесса накопления

**Таблица 1. Значения критерия трещиностойкости  $\delta_c$  сварных образцов, модифицированных церием**

Содержание Се, %	$t = -40^\circ\text{C}$			$t = -60^\circ\text{C}$		
	Эксперимент	Прогноз нейросети	$\varepsilon$ , %	Эксперимент	Прогноз НС	$\varepsilon$ , %
0,005	0,28	0,286	2,09	0,083	0,084	1,19
0,01	0,34	0,347	2,02	0,098	0,099	1,01
0,015	0,38	0,372	2,11	0,11	0,115	4,34
0,020	0,40	0,391	2,25	0,16	0,170	5,88
0,025	0,47	0,460	2,13	0,21	0,230	8,69
0,030	0,56	0,551	1,61	0,27	0,290	6,89
0,035	0,59	0,575	2,54	0,30	0,320	6,25
0,040	0,65	0,636	2,15	0,32	0,335	4,48
0,050	0,58	0,592	2,03	0,27	0,286	5,59
0,060	0,50	0,515	2,91	0,19	0,205	7,31
0,080	0,42	0,435	3,45	0,12	0,128	6,25
0,10	0,29	0,281	3,10	0,094	0,096	2,08

**Таблица 2. Значения критерия трещиностойкости  $K_{1c}$ , МПа·м<sup>1/2</sup> сварных образцов, модифицированных церием**

Содержание Се, %	$t = -40^\circ\text{C}$			$t = -60^\circ\text{C}$		
	Эксперимент	Прогноз нейросети	$\varepsilon$ , %	Эксперимент	Прогноз НС	$\varepsilon$ , %
0,005	80,5	81,2	0,86	61,5	62,4	1,44
0,01	81,4	83,1	2,05	62,7	63,9	1,88
0,015	86,1	87,4	1,49	64,0	66,1	3,18
0,020	89,2	90,5	1,44	65,3	66,7	2,10
0,025	95,6	97,3	1,75	72,5	70,3	3,03
0,030	97,5	95,1	2,46	75,9	73,5	3,16
0,035	98,7	96,9	1,82	78,4	76,3	2,68
0,040	105,1	102,7	2,28	81,1	83,5	2,87
0,050	93,4	95,1	1,79	78,0	79,7	2,13
0,060	88,3	86,7	1,81	74,3	76,2	2,49

**Таблица 3. Значения критерия трещиностойкости-скорости роста трещины  $V$ , мм/цикл, сварных образцов, модифицированных церием**

Содержание Се, %	$N = 40$ циклов			$N = 70$ циклов		
	Эксперимент	Прогноз нейросети	$\varepsilon$ , %	Эксперимент	Прогноз НС	$\varepsilon$ , %
0,01	0,35	0,33	5,71	0,44	0,42	4,55
0,02	0,22	0,20	9,09	0,29	0,32	9,37
0,03	0,15	0,166	9,64	0,21	0,23	8,69
0,04	0,20	0,215	6,97	0,25	0,24	4,00
0,05	0,36	0,382	5,76	0,41	0,39	4,88
0,07	0,50	0,52	3,84	0,56	0,54	3,57
0,09	0,55	0,58	5,17	0,79	0,75	6,67
0,10	0,70	0,73	4,11	0,85	0,81	4,71



повреждений и локального разрушения сварных соединений [5, 6].

Результаты испытаний дают возможность предположить, что главной причиной улучшения трещиностойкости характеристик сварных швов являются положительные изменения микроструктуры металла, легированного церием. Для выяснения степени этого влияния нами были проведены фракталграфические исследования изломов образцов, подвергнувшихся разрушению.

Исследования проводили с помощью растрового сканирующего электронного микроскопа JSM-35CF фирмы «Джеол» (Япония) с рентгеновским анализатором. Идентификацию фаз в структуре и определение химической микрогетерогенности осуществляли на микроанализаторе MS-46.

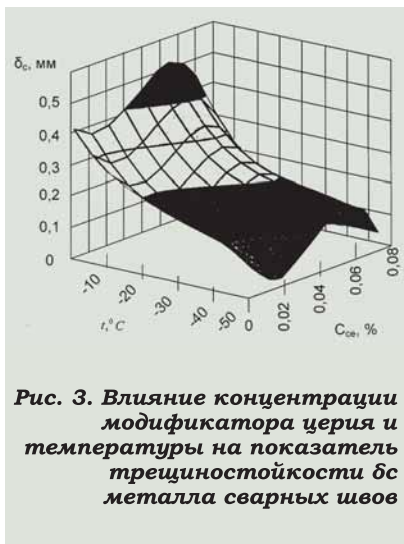
Исследования микроструктуры сварных образцов проводили в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

Установлено, что в структуре металла сварных швов, не содержащих микродобавок, неравноосные пакеты аустенита и верхнего бейнита окружены поликристаллической доэвтектоидной ферритной фазой шириной 30-60 мкм, внутри которой имеются неметаллические включения, которые, вероятнее всего, и служат очагом зарождения микротрещины, дальнейший рост которой приводит к разрушению металла. При легировании металла шва церием характер их микроструктуры существенно изменяется.

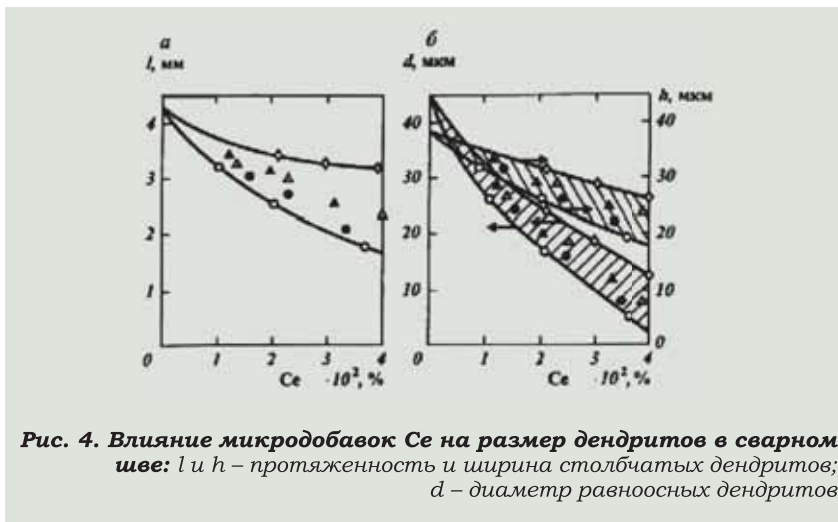
Так, в центральной зоне сварных швов значительно уменьшаются размеры аустенитных зерен и внутризеренных бейнитных пакетов. Кроме того, почти исчезает или же уменьшается зона доэвтектоидного феррита. К тому же в наибольшей степени структура измельчается и становится более однородной при легировании металла Се.

Установленная качественная закономерность подтверждается количественными данными, приведенными на рис. 3 и 4.

Из рис.3 следует, что введение в металл сварного шва микродобавок вызывает уменьшение протяженности столбчатых дендритов ( $l$ ), причем одновременно уменьшается их ширина ( $h$ ). Заметно, что с увеличением в наплавленном металле церия, протяженность дендритов уменьшается примерно в 1,5-2 раза. Так, если длина и шири-



**Рис. 3. Влияние концентрации модификатора церия и температуры на показатель трещиностойкости  $K_{IC}$  металла сварных швов**



**Рис. 4. Влияние микродобавок Се на размер дендритов в сварном шве:  $l$  и  $h$  – протяженность и ширина столбчатых дендритов;  $d$  – диаметр равноосных дендритов**

на дендритов металла швов, не содержащих микродобавок, составляют 4,3 мм и 40 мкм соответственно, то при легировании церием столбчатые дендриты имеют параметры:  $l=2,5$  мм и  $h=25$  мкм. Изменение этих величин в заметных размерах происходит уже при минимальном легировании металла церием (0,01%). Для этих значений  $l=3-3,3$  мм и  $h=29-32$  мкм. Одновременно микродобавки положительно влияют на измельчение равноосных дендритов (рис. 3).

Видно, что с увеличением содержания микродобавок диаметр  $d$  равноосных дендритов в наплавленном металле уменьшается. Например, при содержании церия (0,01%) диаметр равен в среднем 20-24 мкм, а при увеличении церия (0,035%) диаметр равен 12-14 мкм, т.е. значения диаметра дендритов сокращаются примерно в 2 раза.

Данные металлографических исследований микроструктуры металла в зависимости от степени легирования микродобавками, в частности измельчения аустенитных зерен, хорошо коррелируют с результатами количественных измерений, выполненных на микрорентгеноспектральном анализаторе, представленными на рис. 5.

Видно, что с повышением содержания легирующего компонента размер аустенитного зерна уменьшается с 63 до 28-45 мкм, т.е. в среднем в 2 раза. Измельчение структуры микродобавкой церия можно объяснить тем, что она обладает очень высоким химическим сродством к кислороду и

азоту, образуя термодинамически прочные и тугоплавкие соединения - оксиды и нитриды (температура их плавления превышает 2000 °С), которые являются дополнительными центрами кристаллизации, что и приводит к образованию мелкодисперсной однородной структуры [5, 6, 8].

Сопоставление данных структурного и микрорентгеноспектрального анализа позволяет предположить, что церий способствует снижению области фазового  $\gamma$ - $\alpha$ - превращения в сторону более низких температур, благоприятствуя тем самым образованию достаточно мелкодисперсной и однородной структуры нижнего бейнита с минимальной шириной ферритной оторочки. Другим, не менее важным, фактором, определяющим мелкокристалличность структуры металла шва, является сужение

интервала кристаллизации при концентрации микродобавок, превышающих для церия 0,01% [9].

Указанные факторы определяют также размер аустенитного зерна, а вместе с этим и дисперсность бейнитных субзерен и ферритных колоний.

При микрорентгеноспектральном анализе установлено существенное повышение химической однородности распределения некоторых элементов (S, P, Mn, Si) в металле, обработанном микродобавками по сравнению с исходным, и снижение содержания серы и фосфора при некотором увеличении марганца.

Это свидетельствует о защитном эффекте модифицирующих добавок: они предотвращают выгорание марганца, молибдена и других элементов, что хорошо согласуется с известными результатами [6].

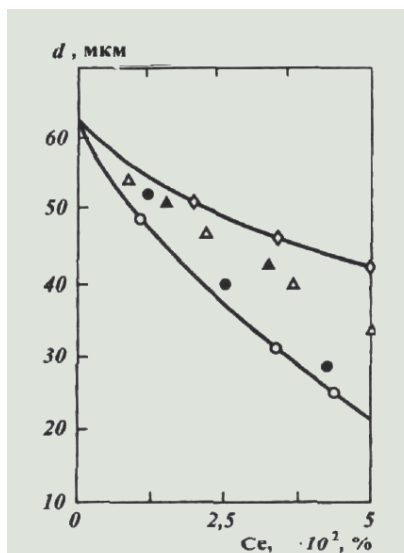
Установлено, что легирование металла шва микродобавками церия вызывает, кроме измельчения структуры ЗТВ, очищение границ зерен от неметаллических включений и инородных фаз, причем исчезают сульфидные соединения железа и марганца большой протяженности; они приобретают глобулярную форму при одновременном уменьшении их числа. Упрочнение структуры и повышение ее однородности благоприятствуют высокой стойкости ЗТВ против хрупкого разрушения.

Анализ характера разрушения образцов на участках микроскопического роста трещины показал, что независимо от условий деформации, в частности амплитуды, трещины зарождаются и получают дальнейшее развитие в ЗТВ примерно на расстоянии 1-3 зерен от зоны сплавления и имеют межзеренный характер.

Анализ макроструктуры скола зерна, инициирующего развитие микротрещины, показал, что очагом зарождения микротрещины являются, как правило, неметаллические включения, в частности, силикаты железа, находящиеся на границе зерен.

Причиной разрушения ЗТВ может быть также образование в зоне сплавления тонкой ферритной прослойки шириной 20-40 мкм, не упрочняемой в процессе сварки. Именно по этой прослойке происходит развитие трещины до полного разрушения.

Очевидно, при сварке углерод (элемент - аустенизатор) из этой зоны оплавленных зерен диффун-



**Рис. 5. Размер аустенитного зерна в зависимости от количества микродобавок в сварном шве**

дирует в металл шва и химический состав прилегающего к шву металла изменяется. Обедненный углеродом феррит имеет низкие прочностные свойства и слабо противостоит развитию трещин под действием растягивающих напряжений.

Рентгеноспектральный анализ поверхности микротрещин показал, что в швах, не содержащих легирующих компонентов, на поверхности трещин обнаружены высокие концентрации S, P, Fe и Si. В случае легирования металла Се анализ поверхности микротрещины выявил незначительное обогащение поверхности лишь кремнием, что подтверждает обратную его ликвицию в металле, легированном РЗЭ. Следовательно, модифицирование металла шва с целью уменьшения размера зерен способствует также снижению сегрегации основных элементов сплава.

Полученные результаты позволили установить оптимальную концентрацию модифицирующей добавки в сварных швах (0,025 - 0,040%) церия. Дальнейшее ее увеличение вызывает засорение металла крупными частицами силикатов Се, не оказывая заметного влияния на общее количество неметаллических включений.

Полученные результаты создают возможность для прогнозирования трещиностойкости сварных соединений стальных металлоконструкций.

## Выводы:

1. Впервые показана возможность применения нейросетевого метода для исследования трещиностойкости металла сварных швов конструкционных сталей нефтяного назначения.

2. Установлены оптимальные концентрации модифицирующей добавки церия (0,025 - 0,040 %), при введении которой в сварной шов значительно повышаются трещиностойкость и вязкопластические характеристики металла.

3. Показано, что легирование металла шва микродобавкой Се вызывает, кроме измельчения структуры металла шва и зоны термического влияния, очищение границ зерен от неметаллических включений сульфидных соединений Fe и Mn большой протяженности, которые приобретают глобулярную форму при одновременном уменьшении их числа.

## Список литературы:

1. Уоссермен Ф. Нейрокомпьютерная техника. - М.: Мир, 1992. - 185 с.
2. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при статическом нагружении: Методические указания. - М.: ВНИИНМаш, 1989. - 100 с.
3. Мешков Ю.Я. Физические основы разрушения стальных конструкций. - Киев: Наукова думка, 1981. - 229 с.
4. Прочность сварных соединений при переменных нагрузках (в 2 - x томах)/ Под ред. В. И. Труфякова. - Киев: Наукова думка, 1990. - 256 с.
5. Гуляев А. П. Коррозионная стойкость тугоплавких металлов. - М.: Наука, 1982. - 117 с.
6. Калинин Е.С. Хладостойкая низколегированная сталь. - М.: Металлургия, 1976. - 200 с.
7. Анучкин М.П., Горицкий В.Н., Мирошниченко Б. И. Трубы для магистральных трубопроводов. - М.: Наука, 1986. - 231 с.
8. Макаренко В.Д., Грачев С.И., Прохоров Н. Н. и др. Сварка и коррозия нефтегазопроводов Западной Сибири. - Киев: Наукова думка, 1996. - 549 с.
9. Крещановский Н.С., Сидоренко М.Ф. Модифицирование стали. - М.: Металлургия, 1970. - 296 с.