

УДК: 621.791:669.14.018.2/8-194.2

ВЛИЯНИЕ ТИТАНОСОДЕРЖАЩИХ ИНОКУЛЯНТОВ НА СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Г. М. ГРИГОРЕНКО, Л. И. МАРКАШОВА, В. В. ГОЛОВКО,
Е. Н. БЕРДНИКОВА, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, В. В. ЖУКОВ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Киев

Исследовано влияние титаносодержащих тугоплавких инокулянтов (нитрида, карбида, интерметаллида) на структуру металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей. С помощью просвечивающей электронной микроскопии изучены характер структурно-фазовых изменений и особенности тонкой структуры с учетом распределения плотности дислокаций. Проанализировано влияние структурных составляющих, формирующихся при применении инокулянтов различного типа, на механические свойства сварных соединений. Определена роль структурных факторов (фазового состава, субзеренной и дислокационной структур) в изменении локальных внутренних напряжений, концентраторов при трещинообразовании. Установлены оптимальные составы использованных инокулянтов при сварке высокопрочных низколегированных сталей для получения качественных и надежных сварных соединений, обеспечивающих их высокие механические характеристики и трещиностойкость.

Ключевые слова: *высокопрочная сталь, дуговая сварка, сварные соединения, тугоплавкие инокулянты, структура, фазовый состав, дислокации, механические характеристики, локальные внутренние напряжения, трещиностойкость.*

При совершенствовании технологии изготовления сварных металлоконструкций необходимо создать новые материалы с комплексом физико-химических и служебных характеристик, обеспечивающих их эксплуатационную надежность и долговечность [1–4]. Один из перспективных направлений их получения – разработка технологий модифицирования металла методом введения в расплав тугоплавких включений – инокулянтов [5–7], которые используют при выплавке высокопрочных низколегированных сталей для формирования требуемого структурного состава [8]. Также известны исследования, подтверждающие перспективность введения инокулянтов в сварочную ванну [9]. Используя порошковые инокулянты нескольких типов (оксиды, карбиды и нитриды), изучали [10] процессы структурообразования в металле швов сварных соединений. Выявили, что такие инокулянты, содержащие оксиды титана, циркония и магния, обеспечивают высокие значения предела прочности и ударной вязкости при отрицательных температурах вследствие формирования мелкозернистых бейнитных или игольчатых структур. Исследовали [11, 12] влияние добавок TiN, TiC и TiO₂ на размеры, распределение и объемную долю неметаллических включений, рост дендритов, а также фазовый состав металла швов.

Следует отметить, что сегодня в научно-технической литературе недостаточно сведений о характере влияния тугоплавких инокулянтов на тонкую структуру, а следовательно, на физико-механические свойства металла сварных швов. Методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) возможно получить бо-

Контактная особа: Е. Н. БЕРДНИКОВА, e-mail: omberdnikova@gmail.com

лее полную информацию о размерах субзерен, реек, фрагментов, карбидов и распределении дислокаций в структурных составляющих нижнего и верхнего бейнита. С помощью методов ТЭМ изучено [12] влияние добавок инокулянта TiC на характер структурно-фазовых изменений при формировании бейнитной структуры, особенности дислокационной структуры, изменение состава, распределение карбидных фаз в металле сварных швов, а также сопоставлены результаты, полученные для металла швов с добавками SiC, ZrO₂ и без. Для более полного понимания особенностей влияния инокулянтов на структурообразование металла сварных швов целесообразно сопоставить результаты исследований влияния титаносодержащих инокулянтов различного типа (интерметаллида, нитрида, карбида) на тонкую структуру металла сварных швов и взаимосвязи ее параметров с механическими свойствами сварных соединений.

Цель работы – изучить влияние тугоплавких титаносодержащих инокулянтов различного типа (FeTi; TiN; TiC) на структурно-фазовые изменения в металле сварных швов высокопрочных низколегированных сталей, а также структуры на механические свойства и уровень локальных внутренних напряжений – концентраторов трещинообразования.

Материал и методика. Исследовали образцы стыковых соединений (толщиной 20 мм) низколегированной высокопрочной стали, полученных при сварке порошковой проволокой в среде защитного газа (82% Ar + 18% CO₂) в соответствии с требованиями стандарта ISO 15792-1. Использовали порошковую проволоку ПП-АН85 1,6 ПГ59-АРН (ТУУ 28.7-05416923.057–2014) при следующих параметрах: сварочный ток 240...250 А; напряжение на дуге 31...32 В; скорость сварки $v = 2,8...3,3$ мм/с (10...12 м/ч). Испытывали образцы сварных швов без инокулянтов (вариант 1) и после введения FeTi (вариант 2); TiN (вариант 3); TiC (вариант 4). Химический состав металла сварных швов указан в табл. 1.

Таблица 1. Химический состав металла швов, mass%

Вариант шва	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti
1	0,05	0,301	1,30	0,025	0,014	0,17	2,5	0,27	0,043	0,006
2	0,05	0,290	1,32	0,024	0,014	0,16	2,19	0,27	0,039	0,019
3	0,035	0,317	1,40	0,019	0,009	0,14	2,29	0,26	0,036	0,011
4	0,046	0,340	1,39	0,021	0,019	0,13	1,97	0,24	0,033	0,011

Для изучения структурно-фазовых изменений, характера распределения и плотности дефектов кристаллической решетки в металле швов сварных соединений применяли метод ТЭМ (микроскоп JEM-200СХ фирмы JEOL, Япония). Предварительную подготовку образцов (получение фольг) осуществляли по известной методике [13].

Результаты и их обсуждение. Тонкая структура. Методом ТЭМ детально исследовали следующие параметры тонкой структуры: характер формирующейся субструктуры, распределение и изменение плотности дислокаций (ρ) в различных структурных элементах (во внутренних объемах и вдоль границ структурных составляющих), ширину реек (h_{rail}) бейнитной структуры (табл. 2), размер карбидных фаз (d_{phase}). На рис. 1 и 2 представлены характерная тонкая структура металла исследованных швов, составляющие верхнего (рис. 1а, d, g, j) и нижнего (рис. 1б, e, h, k) бейнита, распределение плотности дислокаций и дисперсные фазовые выделения в них (рис. 1с, f, i, l).

Таблица 2. Параметры тонкой структуры металла швов сварных соединений после введения в сварочную ванну различных инокулянтов

Параметры	Вариант шва			
	1	2	3	4
$h_{\text{rail}}, \mu\text{m}$	0,5...1,7	0,7...2,3	0,4...1,2	0,5...1,5
$\rho_{\text{min}}, \text{cm}^{-2}$	$(4...5) \cdot 10^{10}$	$(4...6) \cdot 10^{10}$	$(4...6) \cdot 10^{10}$	$(5...7) \cdot 10^{10}$
$\rho_{\text{max}}, \text{cm}^{-2}$	$6 \cdot 10^{10}$	10^{11}	$3 \cdot 10^{11}$	$8 \cdot 10^{10}$

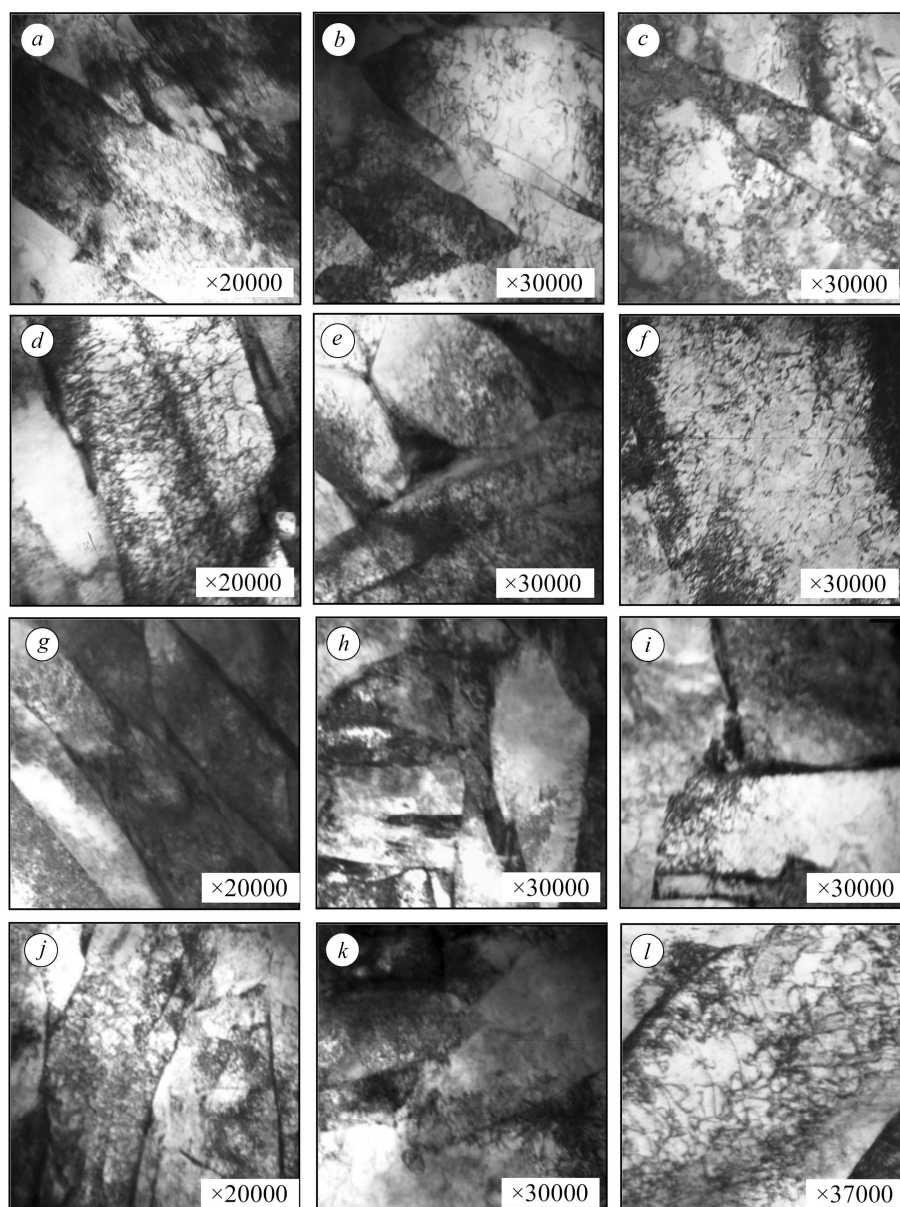


Рис. 1. Распределение дислокаций в структурных составляющих верхнего (*a, d, g, j*) и нижнего (*b, e, h, k*) бейнита, дисперсные карбидные фазы (*c, f, i, l*) в металле сварных швов вариантов 1 (*a-c*); 2 (*d-f*); 3 (*g-i*) и 4 (*j-l*).

Fig. 1. Distribution of dislocations in the structural components of upper (*a, d, g, j*) and lower (*b, e, h, k*) bainite, dispersed carbide phases (*c, f, i, l*) in the weld metal of variants 1 (*a-c*); 2 (*d-f*); 3 (*g-i*) and 4 (*j-l*).

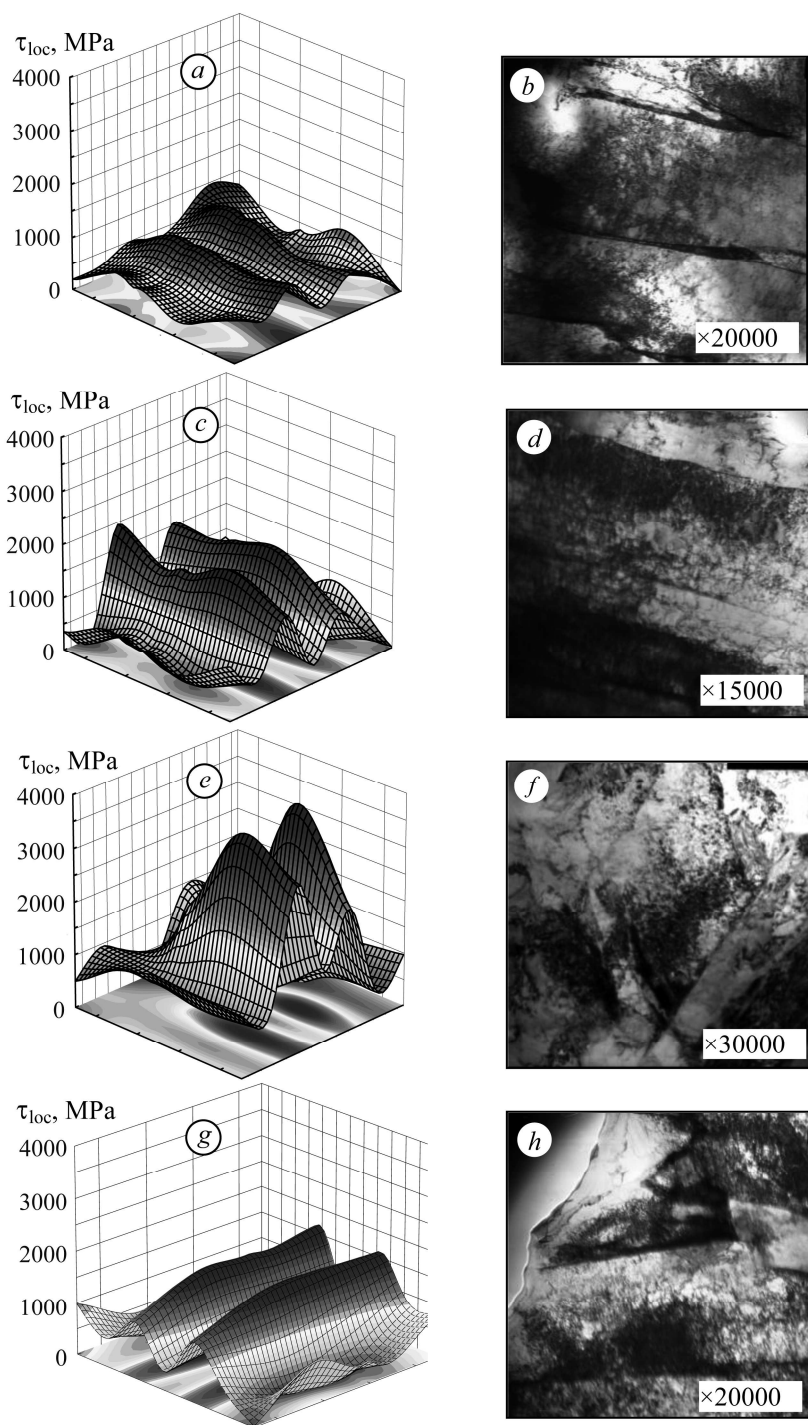


Рис. 2. Локальные внутренние напряжения (a, c, e, g) в объеме зерен (минимальные значения), возле их границ (максимальные значения) и тонкая структура (b, d, f, h) металла сварных швов вариантов 1 (a, b); 2 (c, d); 3 (e, f) и 4 (g, h).

Fig. 2. The local inner stresses (a, c, e, g) in the volume of grains (minimum values) and grain boundaries (maximum values) and fine structure (b, d, f, h) in the weld metal of variants 1 (a, b); 2 (c, d); 3 (e, f) and 4 (g, h).

Без инокулирования в металле шва (вариант 1) формируется бейнитная структура (преимущественно нижний бейнит) с равномерным распределением дислокаций по объему металла, без резких градиентов (рис. 1а–с; табл. 2). Во внутренних объемах зерен плотность дислокаций $\rho = (4...5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ при незначительном ее увеличении вблизи границ реечной структуры верхнего бейнита до $6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1а). Ширина реек бейнитных составляющих $h_{\text{rail}} = 0,5 \dots 1,7 \text{ }\mu\text{m}$. Размер дисперсных карбидных фаз в ферритной матрице $d_{\text{phase}} = 20...50 \text{ nm}$ (см. рис. 1с).

После введения в сварочную ванну интерметаллида FeTi (вариант 2) в металле шва реечная бейнитная структура несколько укрупняется ($h_{\text{rail}} = 0,7...2,3 \text{ }\mu\text{m}$) (рис. 1d–f; табл. 2) при увеличении доли верхнего бейнита. Вблизи границ его структурных составляющих плотность дислокаций возрастает до $\rho = 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1d, f) по сравнению с внутренним объемом металла ($\rho = (4...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$). Во внутренних объемах зерен размер карбидов $d_{\text{phase}} = 30...50 \text{ nm}$ (рис. 1f).

При введении инокулянта TiN (вариант 3) структура верхнего бейнита металла сварного шва измельчается до $h_{\text{rail}} = 0,4...1,2 \text{ }\mu\text{m}$ (рис. 1g) и заметно превалирует (рис. 1h). При этом размер карбидных фаз незначительно увеличивается до $d_{\text{phase}} = 30...80 \text{ nm}$, наблюдаются также цепочки фазовых выделений (ФВ), вблизи которых образуются локальные дислокационные скопления до $\rho = (2...3) \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$ (рис. 1i), что создает градиент по плотности дислокаций. Такие структурные изменения, как правило, влияют на механические свойства металла и приводят к снижению его пластичности и трещиностойкости [14–16].

В металле швов с добавками TiC (вариант 4) плотность дислокаций во внутренних объемах зерен $\rho = (5...7) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ при ее равномерном безградиентном распределении (рис. 1j–l). Максимальные ее значения $8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Ширина реек бейнитных составляющих $0,5...1,5 \text{ }\mu\text{m}$ при превалировании доли нижнего бейнита (рис. 1k). Размер карбидных фазовых выделений в ферритной матрице реечной структуры $d_{\text{phase}} = 0,01...0,07 \text{ }\mu\text{m}$ (рис. 1l).

Таким образом, в металле швов сварных соединений при использовании в качестве инокулянта тугоплавкого карбида TiC (вариант 4) формируется преимущественно структура нижнего бейнита с дисперсными карбидными фазовыми выделениями при равномерном и безградиентном распределении плотности дислокаций во внутренних объемах зерен, что обеспечивает высокие прочность и пластичность.

Механические испытания. Установили (табл. 3), что наиболее высокими значениями временного сопротивления разрушению (σ_T) и предела текучести ($\sigma_{0,2}$) характеризуются швы, выполненные при введении в сварочную ванну добавок FeTi (вариант 2). Несколько меньшие свойственны остальным вариантам. Зафиксировали повышение пластичности металла шва с добавками TiC (вариант 4). Наиболее низкие значения относительных сужения и удлинения имеет металл сварных швов с добавками TiN (вариант 3).

Таблица 3. Механические свойства металла швов

Вариант шва	σ_T	$\sigma_{0,2}$	δ_5	ψ	KCV [J/cm ²] at T_{test} [°C]			
	МПа		%		+20	0	-20	-40
1	775	738	16	54	83	75	63	54
2	788	739	11,4	35	60	58	57	52
3	712	580	5,3	14,7	55	47	40	–
4	728	665	19	61	82	72	63	52

Результаты испытаний образцов на ударный изгиб при температурах (T_{test}) от +20 до -40°С свидетельствуют о заметном уменьшении ударной вязкости металла

швов с добавками TiN (вариант 3). Таким образом, влияние различных инокулянтов на механические свойства сварных соединений существенно отличается, что связано с особенностями структурно-фазового состава металла.

Локальные внутренние напряжения. По результатам исследований тонкой структуры оценили уровень локальных внутренних напряжений в объемах субструктуры и в зонах их концентраторов – вблизи градиентных дислокационных скоплений [14] (табл. 4). Локальные внутренние напряжения (τ_{loc}) рассчитывали по зависимости $\tau_{loc} = G \cdot b \cdot h \cdot \rho / [\pi (1 - \nu)]$, где G – модуль сдвига; b – вектор Бюргера; h – толщина фольги ($(0,2 \pm 0,02) \mu\text{m}$); ν – коэффициент Пуассона; ρ – плотность дислокаций.

Таблица 4. Локальные внутренние напряжения в металле швов сварных соединений при введении в сварочную ванную различных инокулянтов

Напряжения	Вариант шва			
	1	2	3	4
$\tau_{loc \text{ min}}$, МПа	739...924	739...1109	739...1109	924...1293
$\tau_{loc \text{ max}}$, МПа	1109	1867	3734	1478

В исходном металле (без добавок) при равномерном распределении плотности дислокаций ($\rho = (4...6) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) в объемах зерен и вдоль межзеренных границ локальные внутренние напряжения $\tau_{loc} = 739... 1109$ МПа (рис. 2а, б), что соответствует $(0,1...0,13)\tau_T$, где τ_T – теоретическая прочность феррита. Для металла сварных швов с добавками FeTi (рис. 2с, д) и TiN (рис. 2е, ф) характерно неравномерное распределение плотности дислокаций при градиентном ее возрастании до $\rho = 10^{11}$ (FeTi) и $(2...3) \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ (TiN) по границам структурных составляющих верхнего бейнита, а также вблизи цепочек ФВ. Это вызывает максимальные внутренние напряжения $\tau_{loc} = 1867$ МПа ($0,22 \tau_T$) и 3734 МПа ($0,44 \tau_T$), соответственно.

В металле сварных швов с добавками TiC (рис. 2г, з) с увеличением (в 1,3 раза) плотности дислокаций при относительно равномерном ее распределении во внутренних объемах структурных составляющих не возникают значительные градиенты локальных внутренних напряжений, что обеспечивает высокие значения ударной вязкости и трещиностойкости металла. Такой характер образования микроструктуры металла шва способствует повышению его вязкости и пластичности при некотором снижении прочности. Таким образом, наиболее оптимальная структура металла сварных швов формируется при введении в сварочную ванную инокулянтов TiC.

ВЫВОДЫ

В исходном металле шва без инокулянтов формируется бейнитная структура с равномерным распределением дислокаций по объему металла. При введении в сварочную ванну порошков интерметаллида FeTi и нитрида TiN титана их плотность вдоль границ реэчной структуры верхнего бейнита и вблизи скоплений карбидных фаз повышается, что способствует образованию локальных областей с высокими внутренними напряжениями. Зоны дислокационных скоплений являются потенциальными концентраторами трещинообразования. Добавки карбида титана (TiC) способствуют формированию преимущественно структуры нижнего бейнита при равномерном распределении плотности дислокаций во внутренних объемах зерен, снижению локальных внутренних напряжений, что обеспечивает трещиностойкость металла сварных швов.

РЕЗЮМЕ. Досліджено вплив титановмісних тугоплавких інокулянтів (нітридів, карбідів, інтерметалідів) на структуру металу зварних швів високоміцних низьколегованих

сталей. З допомогою просвітлювальної електронної мікроскопії вивчено характер структурно-фазових змін, особливості тонкої структури з урахуванням розподілу густини дислокацій. Проаналізовано вплив структурних параметрів після додавання інокулянтів на фізико-механічні властивості зварних з'єднань. Визначено роль тонкої структури (субструктури, густини та розподілу дислокацій) у зміні локальних внутрішніх напружень – концентраторів зародження тріщин. Встановлено оптимальний склад інокулянтів під час зварювання високоміцних низьколегованих сталей, які забезпечують високі механічні характеристики та тріщиностійкість зварних з'єднань.

Ключові слова: високоміцна сталь, дугове зварювання, зварні з'єднання, тугоплавкі інокулянти, структура, фазовий склад, дислокації, механічні характеристики, локальні внутрішні напруження, тріщиностійкість.

SUMMARY. The influence of titanium refractory inoculators (nitride; carbide, intermetallic materials) on the high-strength low-alloy weld metal structure is investigated. The character of structural-phases changes and peculiarities of fine structure with the use of translucent electronic microscopy with account of dislocations distributions is studied. The influence of the structural parameters after application of titanium inoculants on the physicomachanical properties of the weld metal is analyzed. The role of fine structure (substructures, density and distributions of dislocations) in the change of local internal stresses – concentrators of crack initiation is established. The optimal composition of the used inoculants under welding of high-strength low-alloy steels, that provide the high mechanical properties and crack growth resistance of the weld metals, are set.

Keywords: high-strength steel, arc welding, welded joints, refractory inoculants, structure, phase composition, dislocations, mechanical properties, local internal stresses, crack resistance.

1. Гольдштейн М. И., Фарбер В. М. Дисперсионное упрочнение стали. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
2. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Лагнеборг, Т. Сивецки, С. Заяц, Б. Хатчитсон. – Екатеринбург: Изд. центр “Мария”, 2001. – 108 с.
3. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстерками, К. Хулка, Ю. И. Матросов, Ю. Д. Морозов, Л. И. Эфрон, В. И. Столяров, О. Н. Чевская. – М.: Интермет Инжиниринг, 1999. – 94 с.
4. Горьнин И. В. Экономнолегированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях // Вопросы материаловедения. – 2008. – № 2. – С. 7–12.
5. Amondarain Z. and Aribas M. Mechanical properties and phases derived from TiO₂ nano-powder inoculation in low carbon steel matrix // Mat. Transact. – 2013. – **54**, № 10. – P. 1867–1876.
6. Zhang L. and Thomas B. State of the art in the control of inclusions during steel ingot casting // Metallurgical and Mat. Transact. B. – 2006. – **37B**, № 10. – P. 733–761.
7. Microstructure control of steels through dispersoid metallurgy using novel grain refining alloys / O. Grong, L. Kolbeinsen, C. Eijk, and G. Tranell // ISIJ International. – 2006. – **46**, № 6. – P. 824–831.
8. Орыщенко А. С., Хлусова Е. И., Голосиенко С. А. Принципы легирования и требования к технологическим процессам производства высокопрочных корпусных сталей нового поколения // Вопросы материаловедения. – 2014. – № 2(78). – С. 9–25.
9. Влияние нанодисперсных порошков на свойства соединения при сварке углеродистой стали CO₂-лазером / А. Н. Черепанов, Ю. В. Афонин, А. М. Оришич, Н. Б. Пугачева, С. В. Смирнов // Тез. докл. VI Всерос. конф. “Механика микронеоднородных материалов и разрушение”. – Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН, 2010. – С. 109.
10. Головки В. В., Костин В. А., Григоренко Г. М. Особенности влияния комплексного легирования на формирование структуры и механические свойства сварных швов низколегированных высокопрочных сталей // Автомат. сварка. – 2011. – № 7. – С. 13–20.
11. Головки В. В., Степанюк С. Н., Ермоленко Д. Ю. Влияние титансодержащих нуклеантов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей // Автомат. сварка. – 2015. – № 2. – С. 16–20.

12. Упрочняющие фазы, структура и свойства модифицированных швов низколегированных сталей / В. В. Головкин, Л. И. Маркашова, О. С. Кушнарёва, В. В. Жуков // Автомат. сварка. – 2016. – № 7. – С. 3–8.
13. Методика утонения образцов разнородных сварных соединений для электронно-микроскопических исследований / Г. Ф. Даровский, Н. П. Абрамов, Л. И. Маркашова, Т. Г. Таранова // Автомат. сварка. – 1985. – № 12. – С. 60.
14. Оцінка міцності і тріщиностійкості металу залізничних коліс після тривалої експлуатації / Л. І. Маркашова, В. Д. Позняков, О. А. Гайворонський, О. М. Берднікова, Т. О. Алексєєнко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – **47**, № 6. – Р. 73–79.
(*Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii, O. Berdnikova, and T. A. Alekseenko // Materials Science. – 2012. – 47, № 6. – P. 799–806.*)
15. Вплив режимів термообробки на витривалість пружин зі сталі 65Г / О. П. Остап, Р. В. Чепіль, Л. І. Маркашова, В. І. Грибовська, В. В. Кулик, О. М. Берднікова // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 6. – Р. 94–99.
(*Influence of the modes of heat treatment on the durability of springs made of 65G steel / O. P. Ostash, R. V. Chepil, L. I. Markashova, V. I. Hrybovs'ka, V. V. Kulyk, and O. M. Berdnikova // Materials Science. – 2018. – 53, № 5. – P. 684–690.*)
16. Balitskii A. I., Vytvytskyi V. I., and Ivaskovich L. M. The low-cycle fatigue of corrosion-resistance steels in high pressure hydrogen // Procedia Eng. (10th Int. Fatigue Congress, Fatigue-2010; Prague, Czech republic, 6–11 June 2010, 80816). – 2010. – **2**, № 1. – P. 2367–2371.

Получено 03.05.2019