

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ФАЗЫ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ ШВОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В. В. ГОЛОВКО, Л. И. МАРКАШОВА, О. С. КУШНАРЕВА, В. В. ЖУКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Исследовано влияние дисперсоидных инокулянтов (фазовых включений) в виде тугоплавких соединений TiC, SiC и ZrO<sub>2</sub> на кинетику структурных превращений в металле сварных швов высокопрочных низколегированных сталей. Показано влияние инокулянтов различного типа на смещение бейнитного превращения в область более высоких температур. С использованием просвечивающей электронной микроскопии проанализирован характер структурно-фазовых изменений в формировании бейнитной структуры: особенности фрагментации, распределения плотности дислокаций и морфологии выделения карбидной фазы. Выполнены оценки конкретного вклада всех структур и их параметров (фазового состава, зеренной, субзеренной, дислокационной структур и т.д.) на изменение прочностных характеристик и трещиностойкость металла сварных швов при введении дисперсных фазовых включений. Определен оптимальный состав использованных дисперсоидных инокулянтов при сварке высокопрочных низколегированных сталей, обеспечивающих требуемые механические свойства сварных соединений, в том числе и их трещиностойкость. Библиогр. 14, рис. 7, табл. 4.

*Ключевые слова:* структура высокопрочных сталей, сварных соединений, легирование, фазовые выделения, дислокации, факторы упрочнения, локальные внутренние напряжения.

Анализ современного состояния производства стали в мире показывает тенденцию стабильного роста как общего объема выплавки стали, так и постоянного повышения уровня требований к качеству металла [1]. При этом заметно увеличивается доля листового проката высокопрочных низколегированных сталей в сортаменте черной металлургии [2]. Отмечается, что для достижения более высоких значений показателей прочности, пластичности и трещиностойкости сталей, используемых в различных областях техники, необходимы разработки новых нетрадиционных подходов к формированию структуры таких материалов [3]. В качестве одного из перспективных направлений в решении этой проблемы рассматривается возможность оценки влияния введения в металлический расплав тугоплавких неметаллических включений (инокулирования) на зарождение и рост структурных составляющих [4]. При этом установлено, что роль неметаллических включений, как правило, отрицательно влияющих на комплекс механических свойств сталей, изменяется в определенных условиях: с уменьшением их размеров негативный эффект включений снижается, а мелкодисперсные включения определенного состава и морфологии могут быть использованы для управления процессами зарождения и роста определенных структурных составляющих. Такие включения называют «дисперсоидами» [5, 6].

Так, дисперсоидные инокулянты используются при выплавке высокопрочных низколегированных сталей с целью формирования требуемого

структурного состава [7]. Имеется ряд исследований, в которых показана перспективность введения инокулянтов в сварочную ванну [8]. Данная работа также посвящена изучению влияния дисперсоидных инокулянтов на условия формирования структуры и механические свойства металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей.

Исследования проводили на образцах сварных швов, полученных при сварке порошковой проволокой в среде защитного газа M1 (82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub>) стыковых соединений низколегированной высокопрочной стали в соответствии с требованиями стандарта ISO. Химический состав металла исследованных швов приведен в табл. 1, размер аустенитных зерен в металле шва и критические точки структурных превращений в нем — в табл. 2. При выборе состава дисперсоидных инокулянтов исходили из того, что в соответствии с опубликованными данными [9], формирование структурных составляющих зависит как от величины свободной энергии их зарождения на межфазной границе металлической матрицы с неметаллическими включениями, так и от физико-химических характеристик включений и температурного диапазона превращений.

**Методики исследований.** В работе [10] было показано, что введение в сварочную ванну тугоплавких включений TiC, SiC, ZrO<sub>2</sub> в виде дисперсоидных инокулянтов оказывает влияние на морфологию зерен первичной структуры, образующихся при кристаллизации металла шва. Представляло интерес исследовать взаимосвязь между

Таблица 1. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

Наименование шва	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Ti	Zr
«0»	0,050	0,290	1,32	0,024	0,014	0,16	2,19	0,27	0,008	н/о
«Ti»	0,049	0,170	1,39	0,023	0,015	0,15	2,26	0,25	0,019	“
«SiC»	0,066	0,298	1,22	0,019	0,014	0,14	2,12	0,23	0,005	“
«ZrO <sub>2</sub> »	0,053	0,263	1,24	0,020	0,014	0,12	2,25	0,23	0,005	0,06
«TiC»	0,054	0,138	1,28	0,025	0,011	0,13	2,22	0,26	0,012	н/о

влиянием инокулянтов на первичную структуру металла и формированием вторичной микроstructures сварных швов. Указанные выше тугоплавкие соединения в виде дисперсных частиц инокулировали в сварочную ванну путем их введения в сердечник порошковой проволоки. Результаты сопоставляли с данными, полученными при сварке металла швов с аналогичными технологическими параметрами процесса, но без использования дисперсоидных инокулянтов (шов «0»). Для более четкого выявления эффекта инокулирования данные, полученные при испытании образцов металла швов TiC, SiC и ZrO<sub>2</sub>, сопоставляли с результатами исследования металла шва, легированного титаном (шов «Ti») без введения инокулянтов.

Структурный анализ образцов проводили с использованием оптического микроскопа «NEORHOT-30» при увеличениях от ×200 до ×1000. Цифровое изображение регистрировалось с помощью цифровой камеры «Olympus». Микротвердость структурных составляющих измеряли на твердомере M-400 фирмы «LECO» при нагрузках соответственно 100 г (HV0,1) и 1 кг (HV10) по ГОСТ 2999–59. Для выявления особенностей микроstructures использовали растровый электронный микроскоп JSM-840 (фирмы «JEOL»), оснащенный системой захвата изображений MicroCapture с последующей ее регистрацией на экране монитора и сканирующий электронный микроскоп JSM-35 (Голландия), укомплектованный энергодисперсионным анализатором Link.

Выявление микроstructures в образцах проводили методом химического травления в 4 %-ом спиртовом растворе азотной кислоты. Образцы для исследований изготавливали по стандартным методикам с применением алмазных паст различной дисперсности. Размер структурных составляющих определяли в соответствии с ГОСТ 5639.

Прямые исследования тонкой структуры на просвет были выполнены на установке JEM-200 CX (фирмы JEOL, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ с целью исследования тонкой (дислокационной) структуры металла шва сварного соединения, субструктуры, а также характера межзеренных и субграниц. Фольги для электронно-микроскопических исследований подготавливали методами электроэрозионной резки с последующим механическим утонением на шли-

фовальных бумагах с различной зернистостью, предварительным электролитическим утонением подготовленных шайб ( $d = 3$  мм) в установке ПТФ с последующим окончательным утонением, в разработанной установке ионного утонения ионизированными потоками аргона.

Характер структурных превращений в металле швов изучали в условиях имитации термомеханического цикла сварки с использованием комплекса Gleeble 3800, оснащенного быстродействующим dilatометром. Исследования выполняли с применением цилиндрических образцов диаметром 6 мм и длиной 80 мм, изготовленных из металла сварных швов.

**Результаты исследований.** Результаты dilatометрических исследований показали, что введение инокулянтов способствует повышению температуры начала распада аустенита при охлаждении металла шва ( $A_{c3}$ ), также, как начала ( $B_s$ ) и завершения ( $B_f$ ) бейнитного превращения (табл. 2), в то время как легирование титаном дает противоположный эффект. Такие изменения в положении критических точек структурных превращений проявились как на размере зерен первичной структуры ( $D_{\gamma}$ , табл. 2), так и на составе вторичной структуры металла швов (табл. 3).

Данные оптической микроскопии показали, что вторичная микроstructure металла швов состоит из бейнитно-мартенситной смеси с незначительной долей ферритной составляющей (рис. 1,

Таблица 2. Размер аустенитных зерен в металле шва и критические точки структурных превращений в нем

Наименование шва	$D_{\gamma}$ мкм	$A_{c3}$ , °C	$B_s$ , °C	$B_f$ , °C
«0»	70 ± 5	843	603	430
«Ti»	45 ± 5	840	583	432
«SiC»	80 ± 6	851	644	435
«ZrO <sub>2</sub> »	90 ± 7	859	662	461
«TiC»	80 ± 6	870	648	435

Таблица 3. Состав вторичной структуры металла швов

Наименование шва	Доля составляющих (%) в микроstructure шва			
	Бейнит нижний	Бейнит верхний	Мартенсит	Феррит
«0»	50	30	10	10
«Ti»	30	57	10	3
«SiC»	30	50	10	10
«ZrO <sub>2</sub> »	65	20	10	5
«TiC»	25	60	10	5

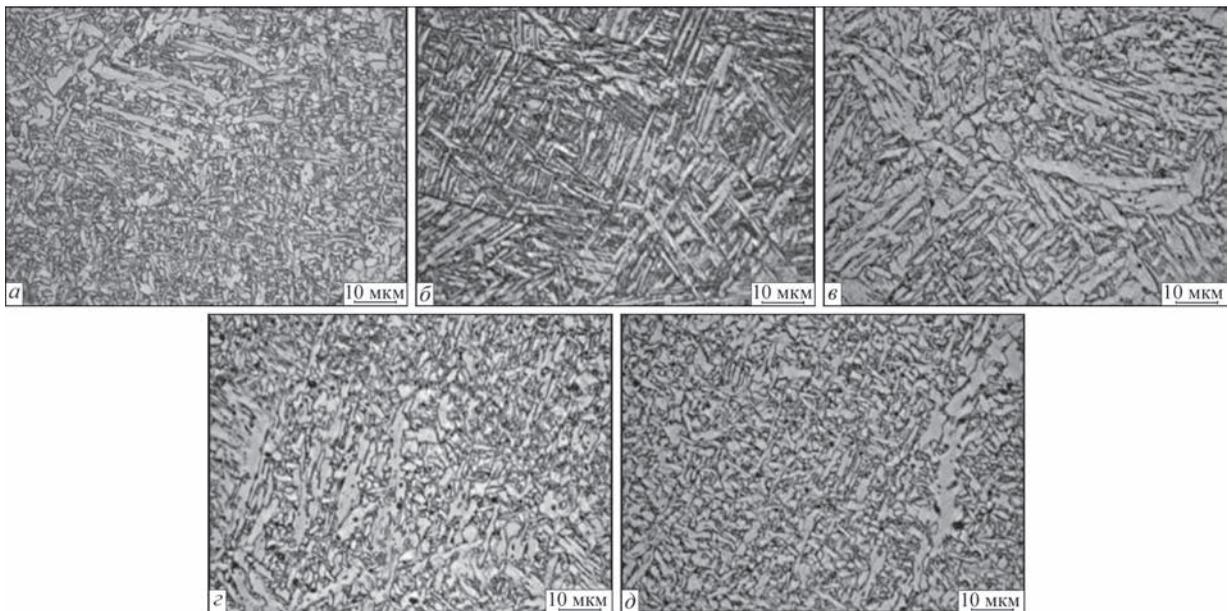


Рис. 1. Микроструктура металла швов (Neophot 30), полученных при введении в сварочную ванну дисперсных тугоплавких включений: *a* — Ti; *б* — SiC; *в* — ZrO<sub>2</sub>; *г* — TiC; *д* — «0»

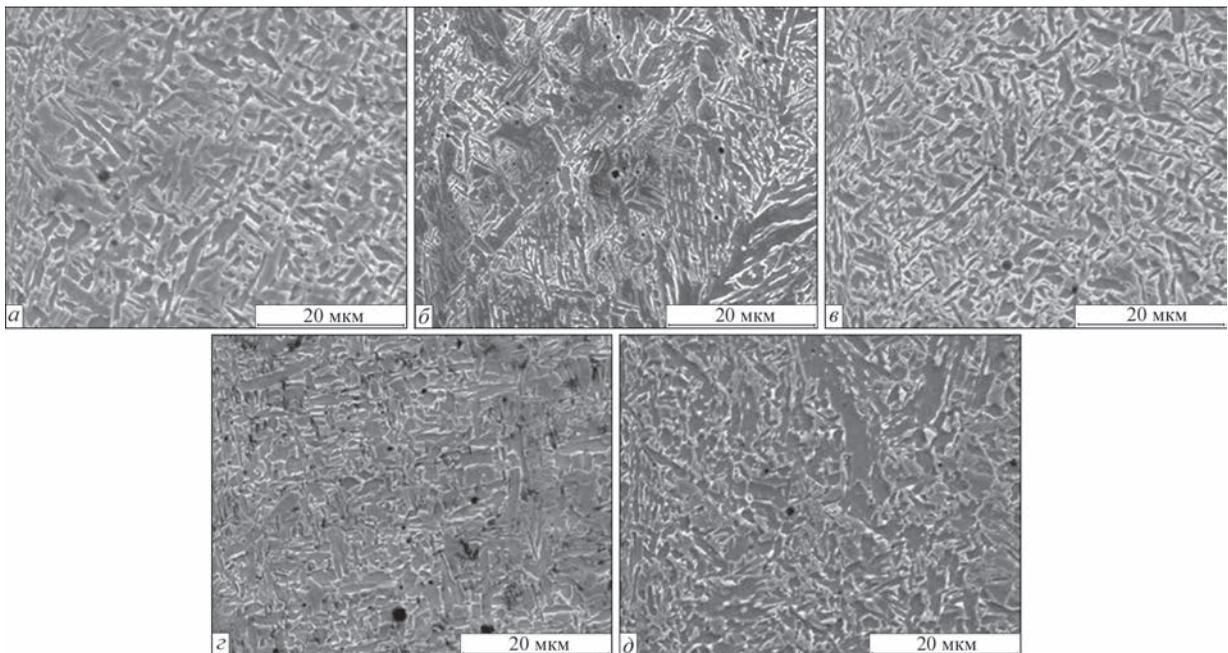


Рис. 2. Микроструктура металла швов (JSM-840) при введении в сварочную ванну дисперсных тугоплавких включений: *a* — Ti; *б* — SiC; *в* — ZrO<sub>2</sub>; *г* — TiC; *д* — «0»

2)\*. Бейнит представлен морфологическими формами верхнего, нижнего и внутризеренного бейнита, феррит — разорванными полигональными выделениями и ферритом Видманшtedта по границам зерен. Мартенсит сформирован в виде традиционной игольчатой структуры. Как видно из приведенных данных, легирование металла шва титаном (шов «Ti»), также, как инокулирование TiC и SiC, способствовало увеличению доли верхнего бейнита в микроструктуре и снижению содержания ферритной составляющей, в то вре-

мя как введение в сварочную ванну дисперсоидов ZrO<sub>2</sub> оказало противоположный эффект.

Результаты определения механических свойств металла швов, приведенные в табл. 4, показали, что, несмотря на отсутствие изменений в содержании мартенсита, механические свойства металла швов «Ti», «SiC» и «TiC», близких по содержанию бейнитной фазы в составе структурных составляющих, имеют некоторые отличия по показателям прочности, пластичности и вязкости. Кроме того, обращает внимание заметное отличие по уровню состава структурных составляющих и механических свойств металла шва «ZrO<sub>2</sub>».

\* В металлографических исследованиях принимали участие С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко.

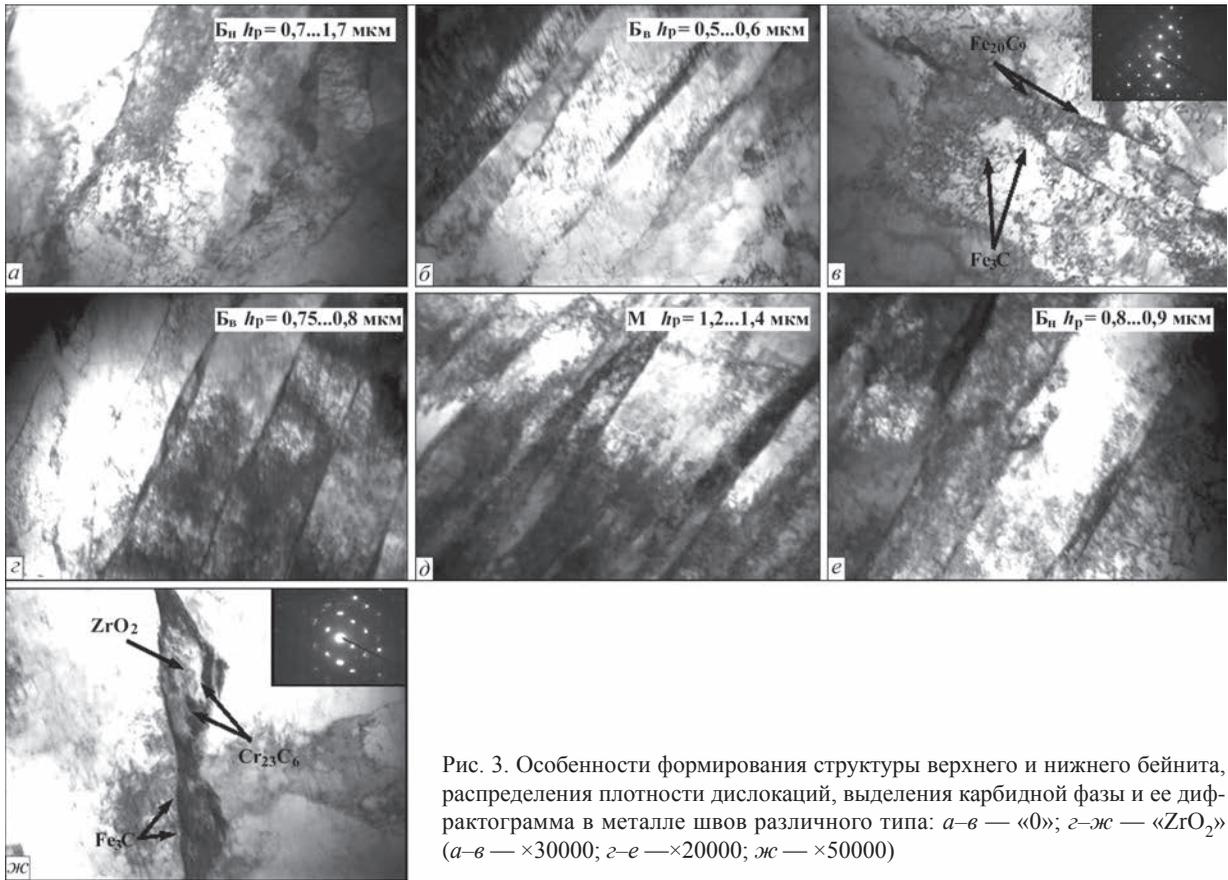


Рис. 3. Особенности формирования структуры верхнего и нижнего бейнита, распределения плотности дислокаций, выделения карбидной фазы и ее дифрактограмма в металле швов различного типа: а-в — «0»; г-ж — «ZrO<sub>2</sub>» (а-в — ×30000; г-е — ×20000; ж — ×50000)

Для более детального анализа влияния инокулирования в сварочную ванну дисперсоидов на процессы формирования структуры металла швов были использованы методы просвечивающей электронной микроскопии. На рис. 3, 4 показаны характерные изображения структурных составляющих металла исследованных швов, особенностей фрагментации, фазовых выделений в них и распределения плотности дислокаций.

Анализ вклада структурно-фазовых параметров в изменение характеристик прочности сварных швов, выполненный на основе разработанного экспериментально-аналитического подхода по оценке дифференцированного вклада параметров структуры на механические характеристики сварных соединений высокопрочных сталей [11], показал, что во всех рассмотренных образцах металла швов наибольший вклад в упрочнение вносит

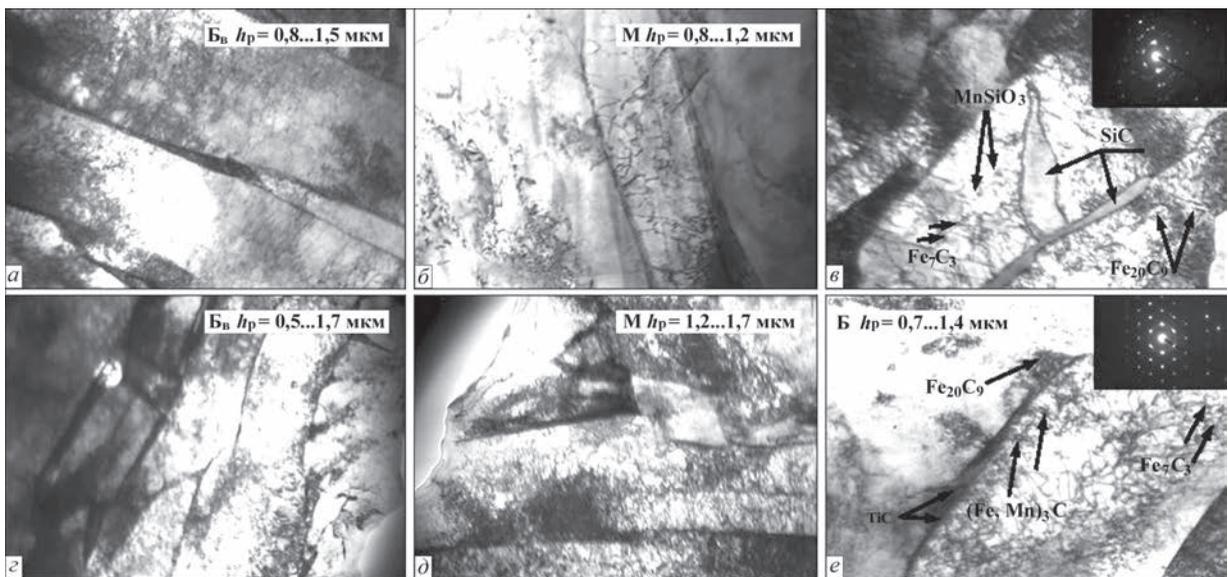


Рис. 4. Особенности формирования структуры верхнего, нижнего бейнита и мартенсита, распределения плотности дислокаций, выделения карбидной фазы и ее дифрактограмма в металле швов различного типа: а-в — «SiC»; г-е — «TiC» (а, б, г, д — ×20000; в — ×30000; е — ×37000)

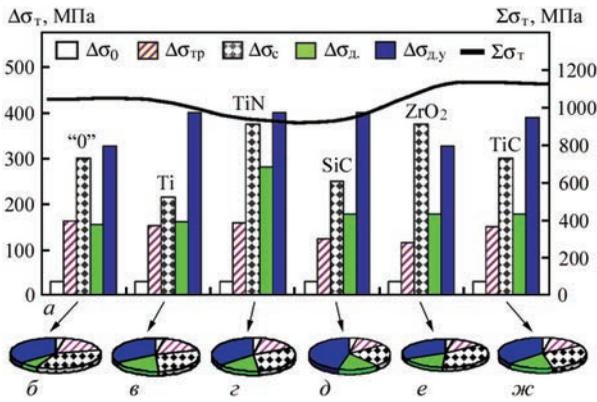


Рис. 5. Изменение интегрального значения предела текучести ( $\Sigma\sigma_T$ ), дифференцированного вклада структурных составляющих ( $\Delta\sigma_T$ ) в расчетную величину предела текучести (а) и процентное соотношение структурного вклада (зернового, субзернового, дислокационного, дисперсионного) в общее изменение предела текучести в металле шва при введении дисперсных включений (б–ж): б — «0»; в — Ti; г — TiN; д — SiC; е — ZrO<sub>2</sub>; ж — TiC

реечная субструктура и дисперсные частицы фазовых выделений. Резкое повышение упрочнения, характерное для верхнего бейнита, отличающегося высокой зернограницной плотностью дислокаций ( $\rho \sim (2...3) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ) вдоль границ реечной структуры и наибольшей насыщенностью в этой области фазовыми выделениями, обусловлено возрастанием дислокационного и дисперсионного упрочнений (рис. 5).

Как видно из приведенных результатов исследования, введение в сварочную ванну дисперсионных инокулянтов сопровождается изменением морфологии карбидной фазы, что должно способствовать стабилизации структуры и повышению свойств металла [12]. Присутствие в затвердевающем металле швов тугоплавких дисперсоидов вызывает частичную замену выделений цемента на границах зерен легированными карбидами типа  $\text{Me}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Me}_3\text{C}_2$ , что позволяет снизить неоднородность распределения плотности дислокаций на границах зерен. В тех случаях, когда увеличение субструктурного упрочнения обеспечивается формированием мелкозернистой фрагментированной субструктуры, при равномерном распределении плотности дислокаций, частицы фазовых выделений имеют равномерное распределение, отсутствуют участки в виде скоплений и цепочек выделений по границам зерен и в некоторых объемах реечной структуры (ZrO<sub>2</sub>).

Неравномерное распределение частиц фазовых выделений приводит к возрастанию дислокационной плотности в локальных микрообъемах вблизи самих выделений и по границам зерен, что способствует повышению показателя

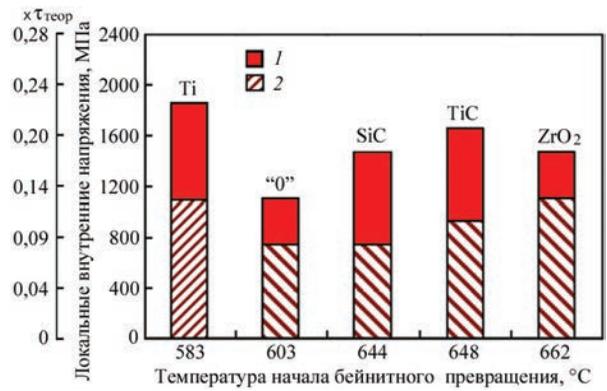


Рис. 6. Результаты расчетной оценки внутренних напряжений в локальных структурных зонах (1 — верхний бейнит; 2 — нижний)

телей прочности и снижению уровня вязкости металла шва (швы «0» и «Ti»). Снижение температуры начала бейнитного превращения способствует неравномерному перераспределению дефектов кристаллической решетки при различной их плотности. В результате наблюдается возрастание дислокационной плотности  $\rho$  примерно от  $(4...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (в объеме реек) до  $(2...3) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  в локальных микрообъемах (вблизи фазовых выделений) и формирование зон локализации деформации, что способствует неравномерному уровню механических свойств и снижению трещиностойкости металла (табл. 4).

Расчетные методы оценки внутренних напряжений в локальных структурных зонах, основанные на экспериментальных данных анализа тонкой структуры [13, 14], позволили установить, что максимальные локальные внутренние напряжения концентрируются вдоль границ верхнего бейнита (швы «Ti», «SiC» и «TiC») и являются потенциальными источниками зарождения распространения трещин, т.е. процессов трещинообразования (значения этих величин примерно в 2...3 раза выше, чем в структурах нижнего бейнита (рис. 6).

Повышенный уровень локальных напряжений ( $\tau_{л/вн}$ ), характерный для структуры верхнего бейнита, позволяет обеспечить определенный уровень показателей прочности металла сварных швов, в то время как присутствие в составе структуры нижнего бейнита позволяет повысить показатели их вязкости. Обеспечение требуемого комплекса механических свойств металла швов при

Таблица 4. Механические свойства металла швов

Наименование шва	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$S_k$ , МПа	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	
						20 °C	-20 °C
«0»	775	738	16	54	1384	61	43
«Ti»	746	689	19	60	1865	60	57
«SiC»	726	650	21	62	1910	85	65
«ZrO <sub>2</sub> »	645	556	21	60	1612	116	98
«TiC»	728	665	19	61	1867	82	63

$S_k$  — истинное сопротивление разрыву.

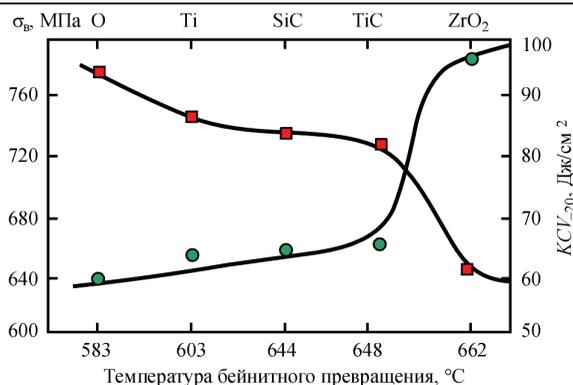


Рис. 7. Влияние температуры начала бейнитного превращения на механические свойства металла исследованных швов сварке низколегированных высокопрочных сталей в каждом случае достигается за счет установления определенного баланса между этими двумя морфологическими формами феррита. Приведенные на рис. 6 и 7 результаты показывают, что введение в сварочную ванну дисперсоидных инокулянтов позволяет повышать вязкость металла швов при одновременном сохранении уровня прочности.

### Выводы

1. Введение в сварочную ванну дисперсоидных инокулянтов сопровождается изменением температуры начала бейнитного превращения ( $B_s$ ) в металле сварных швов, что оказывает влияние на оптимальное преобразование структурно-фазовых составляющих, характер распределения дислокаций, изменение состава и распределения фазовых выделений — карбидных фаз.

2. С увеличением  $B_s$  возрастает доля фазовых выделений типа легированных карбидов как в теле бейнитных зерен, так и по их границам, что сопровождается формированием в зоне межзеренных границ наноразмерных частиц соединений, инокулированных в сварочную ванну.

3. Показано, что резкое и градиентное повышение упрочнения в структурах верхнего бейнита обусловлено значительным увеличением плотности дислокаций в приграничных зонах реечных структур, наиболее насыщенных фазовыми выделениями, что и способствует возрастанию в зернограничных областях доли дислокационного и дисперсионного упрочнений.

4. Использование дисперсоидных инокулянтов при сварке высокопрочных низколегированных сталей способствует оптимизации структурно-фа-

зового состава металла шва и его эксплуатационных свойств.

1. Флик А. Стратегическая оценка перспектив металлургии / А. Флик // Черные металлы. – 2014. – № 6. – С. 81–84.
2. Риттербах Б. Основные тенденции развития исследований в черной металлургии / Б. Риттербах // Черные металлы. – 2014. – № 9. – С. 75–78.
3. Горынин И. В. Экономнолегированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях / И. В. Горынин // Вопросы материаловедения. – 2008. – № 2. – С. 7–12.
4. Mechanical properties and phases derived from TiO<sub>2</sub> nanopowder inoculation in low carbon steel matrix / Z. Amondarain, M. Aribas, J. L. Arana [et al.] // Materials Transactions. – 2013. – Vol. 54, № 10. – P. 1867–1876.
5. Zhang L. State of the Art in the Control of Inclusions during Steel Ingot Casting / L. Zhang, B. Thomas // Metallurgical and materials transactions B. – 2006. – Vol. 37B, № 10. – P. 733–761.
6. Microstructure control of steels through dispersoid metallurgy using novel grain refining alloys / O. Grong, L. Kolbeinsen, C. Eijk [et al.] // ISIJ International. – 2006. – Vol. 46, № 6. – P. 824–831.
7. Орыщенко А. С. Принципы легирования и требования к технологическим процессам производства высокопрочных корпусных сталей нового поколения / А. С. Орыщенко, Е. И. Хлусова, С. А. Голосиенко // Вопросы материаловедения. – 2014. – № 2(78). – С. 9–25.
8. Влияние нанодисперсных порошков на свойства соединения при сварке углеродистой стали CO<sub>2</sub>-лазером / А. Н. Черепанов, Ю. В. Афонин, А. М. Оришич [и др.] // Механика микронеоднородных материалов и разрушение: VI Всерос. конф.: тезисы докл. – Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН, 2010. – С. 109.
9. Gregg J. M. Solid-state nucleation of acicular ferrite on minerals added to molten steel / J. M. Gregg, H.K.D.H. Bhadeshia // Acta Materialia. – 1997. – Vol. 45, Is. 2. – P. 739–748.
10. Головки В. В. Влияние титансодержащих инокуляторов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головки, С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко // Автоматическая сварка. – 2015. – № 2. – С. 8–15.
11. Роль структуры в оптимизации свойств прочности, пластичности, трещиностойкости сварных соединений / Л. И. Маркашова, Т. А. Алексеенко, Е. Н. Бердникова [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. – Вып. 58. – Днепропетровск, ГВУЗ «ПГА-СА», 2011. – С. 446–452.
12. Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости / В. И. Горынин, С. Ю. Кондратьев, М. И. Оленин [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2014. – № 10(712). – С. 32–38.
13. Структура и эксплуатационные свойства сварных соединений сложнолегированных сплавов / Л. И. Маркашова, А. Г. Покляцкий, О. С. Кушнарёва [и др.]: сб. тезисов докл. седьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 15–19 сентября 2014 г., Одесса. – К.: 2014. – С. 19–20.
14. Роль технологических параметров лазерного и лазерно-плазменного легирования в изменении структуры, прочностных свойств и трещиностойкости слоев стали 38ХНЗМФА / Л. И. Маркашова, В. Д. Шелягин, О. С. Кушнарёва [и др.] // Автоматическая сварка. – 2015. – № 5–6. – С. 131–137.

Поступила в редакцию 02.02.2016г