

DOI: 10.15593/2224-9877/2016.1.13

УДК 621.791.75

**Е.А. Кривоносова**Пермский национальный исследовательский  
политехнический университет, Пермь, Россия**ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ  
НА РАЗВИТИЕ ДЕФОРМАЦИИ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ**

Процессы деформации и разрушения наплавленного металла при обработке высококонцентрированными источниками энергии связаны с разупрочняющим действием неметаллических фаз, образующихся при высоких температурах в результате металлургических обменных реакций между металлической и шлаковой системами. Длительный характер воздействия нагрузок, наличие дефектов, сложное напряженное состояние, возникающее в различных зонах сварного соединения, а также существенная температурная зависимость физико-механических свойств включения и металлической матрицы делают вопросы обеспечения длительной механической прочности и работоспособности наплавленных слоев и сварных швов весьма актуальными. Объектом исследований в настоящей работе являются наплавленные слои при плазменной обработке и сварные швы, выполненные электродами типа Э46 с рутиловым покрытием на стали углеродистой (ст. Зсп) и низколегированной стали (16ГАФ). Целью исследований является выявление причин и механизма разупрочняющего действия неметаллических включений в сварных швах при низких температурах. В работе приведены результаты расчета термомодеформационных искажений, вносимых неметаллическими включениями в процесс деформирования металлической матрицы. Определены упругие напряжения в металле сварного шва вблизи неметаллического включения вследствие различной температурной зависимости физических констант матрицы и включения. Приведены результаты экспериментальных исследований температурной зависимости твердости металла сварных швов и методика экспресс-оценки хладостойкости по температурному коэффициенту твердости. Построена диаграмма структурных факторов хладостойкости сварных швов. Приведено подтверждение полученных расчетными оценками напряжений в сварных швах металлографическими исследованиями дефектности микроструктуры.

**Ключевые слова:** наплавленные слои, сварные швы, деформация, разрушение, неметаллические включения, хладостойкость, термический коэффициент твердости, структура, стали углеродистые, механизм разрушения.

**Е.А. Krivosova**

Perm National Research Polytechnic University, Perm, Russian Federation

**THE EFFECTS OF NONMETALLIC INCLUSIONS  
ON THE DEVELOPMENT OF DEFORMATION  
OF THE DEPOSITED LAYERS**

The processes of deformation and fracture of the deposited layers and welds associated with the softening action of non-metallic inclusions formed at high temperatures in the metallurgical exchange reactions between metal and slag. Lasting impact loads, presence of defects, complex voltage, a negative state, appearing in different zones of a welded joint, as well as significant temperature de-

pendence of physical-mechanical properties of the inclusion and the metal matrix, do the questions provide long-term mechanical properties and efficiency of welded joints is very important. The object of the research in this paper are the welds made with electrodes of the type E46 rutile coating on carbon steel (St3) and low-alloy steel (16Mn-V). The purpose of this study is to identify the causes and mechanism of destruction actions of non-metallic inclusions in the weld at low temperatures. In work results of calculation of the thermal deformation distortion, due to non-metallic inclusions in the process of deformation of the metal matrix. Defined elastic stresses in the metal near nonmetal inclusions due to the different temperature dependence of the physical constants of the matrix and inclusions. The results of experimental studies of the temperature dependence of the hardness of the weld metal and methodology the rapid assessment of brittle fracture temperature coefficient of hardness. Diagram of the structural factors of brittle fracture of welded joints is created. Given the confirmation of the calculated estimates of the stresses in the welds metallographic studies of defects in the microstructure.

**Keywords:** deposited layers, welded joints, deformation, destruction, nonmetallic inclusions, gladstonos, the thermal coefficient of hardness, structure, carbon steel, mechanism of destruction.

## Введение

Влияние неметаллических фаз в наплавленном металле при обработке высококонцентрированными источниками энергии на развитие температурной деформации стальной матрицы определяется соотношением основных физических констант, таких как модуль упругости, коэффициент линейного расширения, твердость, температура плавления и т.д. Различие этих характеристик у неметаллической фазы и матрицы приводит к возникновению напряжений на границе их раздела, величина которых зависит от ряда факторов: когерентности включения и матрицы, которая определяется степенью соответствия их кристаллических структур и энергией поверхности раздела фаз; формы и размера включения; расстояния между включениями; объемной доли и распределения включений [1, 2]. Совместным действием этих факторов определяется роль включений как концентраторов напряжений, особенно в случае охрупчивания сварных швов при низких температурах.

Большинство разупрочняющих фаз в сварных швах, выполненных электродами с рутиловым покрытием на углеродистой и низколегированной стали, относится к системе  $Fe_x Mn_{1-x} O-SiO_2-Al_2O_3$ . Кроме того, часто встречаются включения оксидов кальция, магния, титана, сульфидов. Нашими исследованиями показано, что существует критический размер разупрочняющих включений, равный для оксидных включений корунда и железомарганцевой шпинели 7–10 мкм [1, 3]. Более мелкие включения не опасны, так как не вызывают повышенной пластической деформации и не могут привести к образованию трещин.

К группе модифицирующих фаз относятся карбиды, нитриды, оксикарбонитриды. Образование нитридов, как было показано в работе [4], зависит от соотношения азота, растворенного в жидкой сварочной

ванне, и нитридообразующего элемента (главным образом титана), попадающего в шов в результате плавления компонентов электродного покрытия. Размер фаз нитрида титана, определенный при моделировании кинетики роста включения [3], не превышает 0,50–0,53 мкм, что согласуется с выводами работы [1], в которой приводится значение 0,2 мкм, и с результатами металлографических исследований наиболее крупных из нитридов. Карбидные фазы имеют более крупный размер – 0,5–3 мкм.

### Определение упругих напряжений в наплавленном металле вблизи неметаллической фазы

Для определения упругих напряжений, возникающих вблизи сферической неметаллической фазы вследствие различной температурной зависимости физических констант матрицы и включения, использовали следующее соотношение [1]:

$$\sigma = \frac{P}{1-d^3} \left( \frac{1}{2} \frac{R_{\text{вкл}}^3}{R_{\text{мат}}^3} - d^3 \right),$$

$$\text{где } P = \frac{(\alpha_{\text{мат}} - \alpha_{\text{вкл}}) \Delta T}{\frac{1}{2} (1 + \mu_{\text{мат}}) + (1 - 2\mu_{\text{мат}}) d^3} + \frac{1 - 2\mu_{\text{вкл}}}{E_{\text{мат}} (1 - d^3) + E_{\text{вкл}}},$$

где  $R_{\text{вкл}}$  – радиус включения;  $R_{\text{мат}}$  – радиус области матрицы, связанной с неметаллической фазой, определяли как радиус диффузионной зоны вокруг включения по модели, описанной в работе [3];  $d^3$  – коэффициент, равный 0,0005;  $\Delta T$  – исследуемый интервал температур;  $\mu_{\text{вкл}}$ ,  $\mu_{\text{мат}}$  – коэффициенты Пуассона включения и матрицы [2, 5, 6];  $E_{\text{вкл}}$ ,  $E_{\text{мат}}$  – модули упругости неметаллической фазы и стальной матрицы.

Расчетами показано, что зона повышенной пластической деформации примерно в 1,5–2 раза меньше всей связанной с включением зоны деформации и также зависит от размера фазы и температуры (рис. 1), что согласуется с выводами работы [1]. Наибольшие значения радиуса зоны повышенной пластической деформации характерны для крупных частиц оксида кремния, корунда, марганцевой шпинели (20–70 мкм); для нитрида титана радиус зоны пластической деформации очень мал – 0,6–1 мкм – в связи с малостью самих частиц.

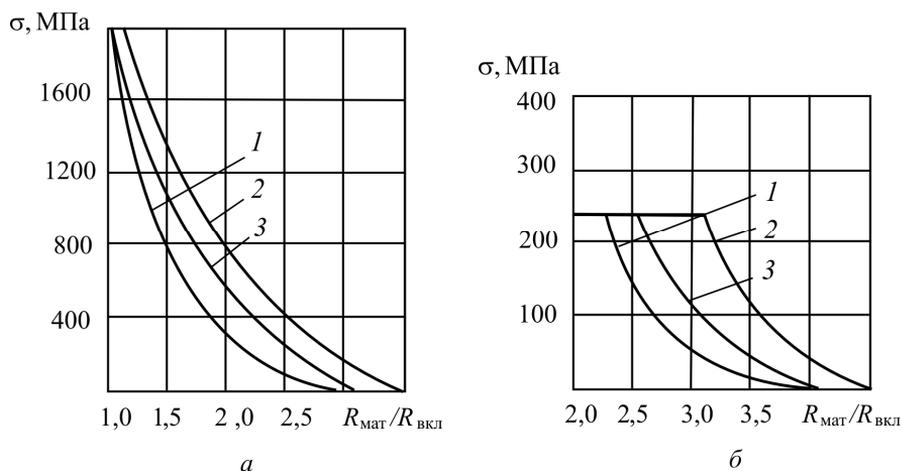


Рис. 1. Изменение напряжения  $\sigma$  в упругой (а) и упругопластической матрицах (б) вблизи фаз нитрида титана TiN (1), кварца SiO<sub>2</sub> (2) и корунда Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (3) в зависимости от отношения  $R_{\text{mat}}/R_{\text{вкл}}$  [13]

При понижении температуры эксплуатации наплавленных слоев наблюдается снижение деформационной способности металлической матрицы, которое усугубляется действием неметаллических включений как концентраторов напряжений. Об этом свидетельствует появление полостей в металлической матрице вокруг неметаллических фаз в деформированных образцах (рис. 2).

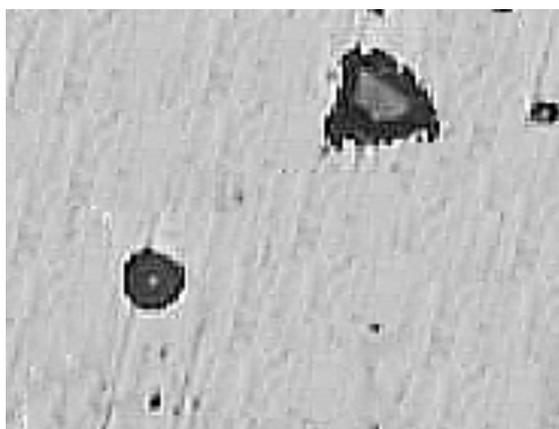


Рис. 2. Полости вокруг включений марганцевой шпинели (трапециевидное включение) и кварца (округлое включение),  $\times 900$  [3]

## Распределения микронеоднородной деформации в наплавленном металле

Закономерности распределения микронеоднородной деформации в углеродистых сталях, подвергающихся растяжению или сжатию в широком интервале температур и скоростей деформации, изучались в работах многих отечественных и зарубежных исследователей [1, 2, 8–11], но эти данные относятся к процессам деформирования основного металла. Экспериментальные данные о влиянии полей напряжений вблизи неметаллических фаз на распределение микродеформаций и развитие микроразрушений в стальной матрице для наплавленных слоев отсутствуют.

Образцы наплавленного металла подвергались растяжению на установке Р-0,5. На поверхности образца на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 г наносился ряд реперных точек с базой 10 мкм, а вблизи включения – с базой 5 мкм (рис. 3). В результате исследования были построены диаграммы распределения деформаций, когда каждому изучаемому интервалу вдоль реперной линии приписывается постоянный номер с начала испытания и оценивается величина деформации всех микроинтервалов на каждой ступени деформирования.

На рис. 3 отчетливо видно, что смещение реперных точек неравномерно, особенно в правой выделенной части реперных линий.

Неоднородность деформации оценивалась коэффициентом концентрации деформации в отдельных областях:

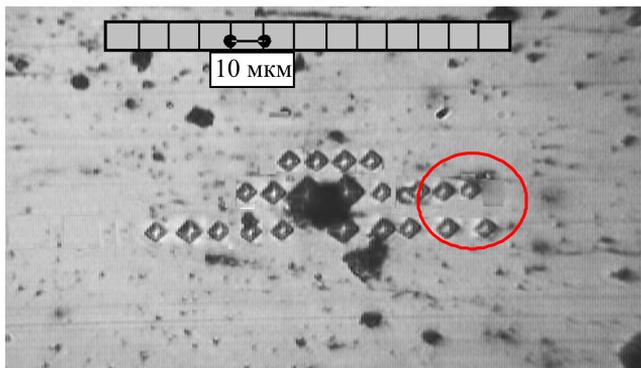
$$K_\varepsilon = \varepsilon_i / \varepsilon_{\text{ср}},$$

где  $\varepsilon_i$  – деформация  $i$ -го микроучастка;  $\varepsilon_{\text{ср}} = \sum_i^n \frac{\varepsilon_i}{n}$  – средняя микроскопическая деформация,  $n$  – число микроучастков.

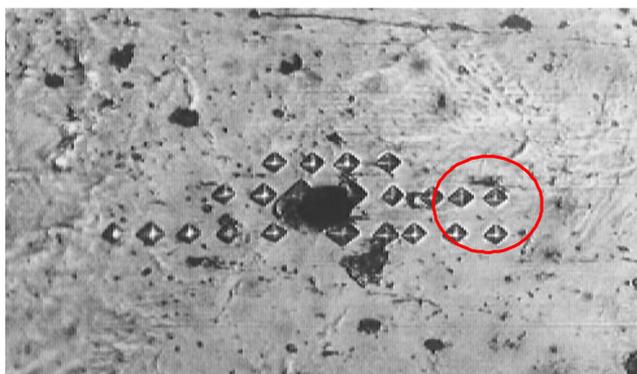
Интенсивность деформации каждого микроинтервала определялась путем подсчета параметра относительной локальной неоднородности<sup>1</sup>:

$$\eta_i = \left( \frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_{\text{ср}}} \right) - 1 = K_\varepsilon - 1.$$

<sup>1</sup> Пат. RU 2095783 Способ определения критической температуры хрупкости металлов и сплавов / Язовских В.М., Кривоносова Е.А., Шумяков В.И., Табатчиков А.С., Беленький В.М. С1, М.Кл. 6 G 01 N 3/18; Заявл. 27.02.96; Оpubл. 10.11.97, Бюл. № 31.



*a*



*б*

Рис. 3. Расположение реперных точек вблизи группы неметаллических включений в наплавленном металле: *a* – до деформации; *б* – после деформации растяжением на 15 %,  $\times 800$

Кривые распределения микронеоднородной деформации  $\eta$  в матрице наплавленного металла по длине реперной линии (нижней на рис. 3) для деформации 8 и 15 % представлены на рис. 4. Наблюдаются участки с относительной деформацией больше и меньше усредненной деформации. Заметно неоднородное развитие деформации, причем на поздней стадии деформирования (15 %) локализация деформации вокруг включения усиливается, параметр относительной локальной деформации  $\eta$  достигает значения 2,5.

Сегрегация неметаллических фаз на рис. 3 характеризуется тем, что расстояния между включениями сравнимы с их размерами. Анализ кривых распределения неоднородности деформации показывает, что размеры области локализации деформации вокруг такой группы неме-

таллических фаз значительно превышают размеры аналогичной области вокруг одиночного включения: коэффициент локализации  $\eta$  для группы включений на рис. 3 удерживается на уровне 1,5–2,0 на протяжении 60 мкм вдоль реперной линии, для одиночного включения – на протяжении 30–40 мкм. При исследовании хладостойкости наплавленного металла [12] отмечено, что металл, загрязненный одиночными включениями, даже достаточно крупными, не всегда отличается низкой хладостойкостью, как показано в работе [4].

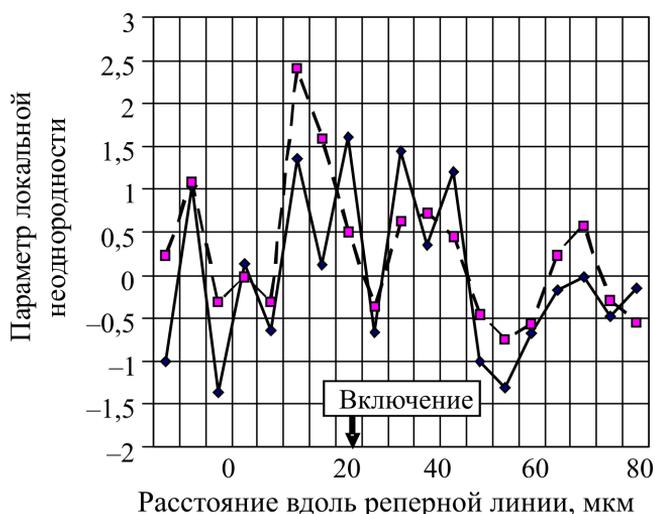


Рис. 4. Кривые распределения микронеоднородной деформации  $\eta$  по длине реперной линии для средней деформации растяжением  $\epsilon_{\text{ср}}$  8 и 15 % [13]:

—◆— — деформация 8 %; —■— — деформация 15 %

На основании анализа полученных деформационных картин это явление можно объяснить тем, что пластическое течение матрицы компенсирует повышенный уровень напряжений, вносимый такими фазами. Если крупные включения расположены недалеко друг от друга, то зоны повышенных пластических деформаций сливаются и перекрываются, в результате образуются довольно протяженные области повышенной деформации, вероятность образования трещин очень высока. В деформированном образце наплавленного металла на рис. 5 видно, что трещина зарождается от группы включений и развивается по телу зерна.

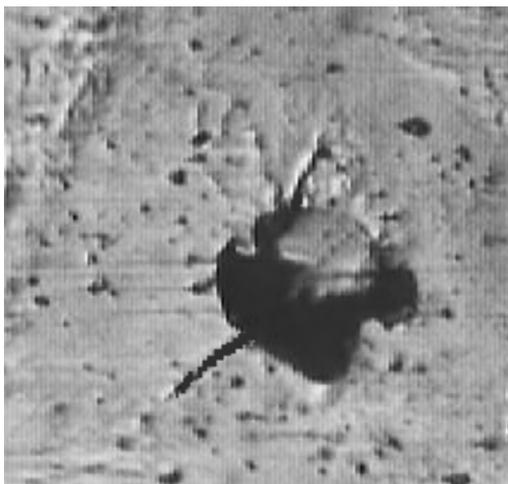


Рис. 5. Зарождение трещины от группы неметаллических фаз в деформированном образце наплавленного металла,  $\times 800$  [7]

### Оценка хладостойкости наплавленного металла

Систематические исследования пластичности металла при обработке высококонцентрированными источниками энергии показали необходимость создания методики экспресс-оценки хладостойкости, не требующей трудоемкой подготовки образцов. Разработана экспресс-методика оценки критической температуры хрупкости по температурному коэффициенту твердости для наплавленного металла электродов типа Э42–Э50 для углеродистой и низколегированной стали.

За основу принят метод инденторных испытаний твердости, а также теоретически обоснованный факт зависимости твердости от температуры [13–16].

Исследования этой зависимости более чем на 300 швов показали, что для наплавленного металла она носит экспоненциальный характер, а интенсивность нарастания твердости оценивается температурным коэффициентом твердости  $\beta$ :

$$HB(T) = HB_{20}^{\circ} + A \cdot \exp(-\beta \cdot T),$$

где  $HB_{20}^{\circ}$  – твердость наплавленного металла при комнатной температуре;  $A$  – константа, связанная с  $\beta$  соотношением  $A = -4 \cdot 10^3 + 3,3 \cdot 10^5 \cdot \beta$ ;  $\beta$  – коэффициент температурной зависимости твердости;  $T$  – температура,  $^{\circ}\text{C}$ .

Сопоставляя значения  $\beta$  и  $T_{кр}$  для контрольных образцов, получили эмпирическую зависимость, которая и является основой разработанной методики. Номограмма определения критической температуры хрупкости  $T_{кр}$  по температурному коэффициенту твердости  $\beta$  для наплавленного металла электродов типа Э46 показана на рис. 6.

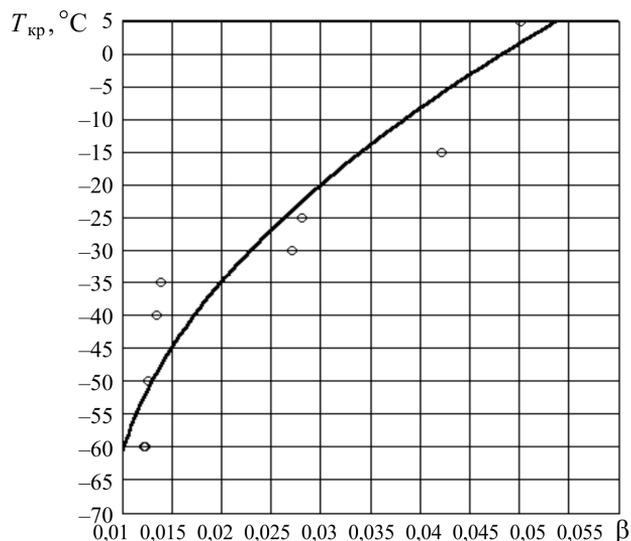


Рис. 6. Номограмма определения критической температуры хрупкости  $T_{кр}$  по температурному коэффициенту твердости  $\beta$  для наплавленного металла<sup>2</sup> [10]

По этой методике<sup>3</sup> [13] исследовалась низкотемпературная зависимость твердости и определялась критическая температура хрупкости наплавленного металла в широком диапазоне составов. Определен температурный коэффициент твердости, высокие значения которого соответствуют низкой хладостойкости, а низкие – высокой хладостойкости [7, 17].

Сегрегации неметаллических фаз всегда вызывали повышение критической температуры хрупкости (что подтверждается опытными наблюдениями на металле электродов с уральским силикомарганцем, имеющих  $T_{кр}$  в области положительных температур). Как показали наши исследования, в некоторых случаях фактор измельчения структуры

<sup>2</sup> Пат. RU 2095783 Способ определения критической температуры хрупкости металлов и сплавов.

<sup>3</sup> Там же.

играет определяющую роль в формировании высокой хладостойкости наплавов [18–20]. В экспериментальных целях были выполнены наплавки электродами, в состав покрытия которых вводились карбидные композиции (TiC).

Зависимость на рис. 7 показывает почти полное отсутствие охрупчивания металла в широком интервале температур для электрода с карбидной композицией по сравнению с электродом без нее. Критическая температура хрупкости металла этих наплавов составила соответственно  $-50$  и  $-10$  °С. Такое различие в пластических свойствах наплавленного металла подтверждается анализом его фазового и структурного состава. Металлографические исследования фазового состава металла с высокой хладостойкостью выявило достаточно густые скопления карбидов по сечению шва как в продольном, так и в поперечном направлении (рис. 8).

Анализ микроструктуры наплавленного металла показал, что наличие карбидных включений способствует формированию более дисперсной структуры [21].

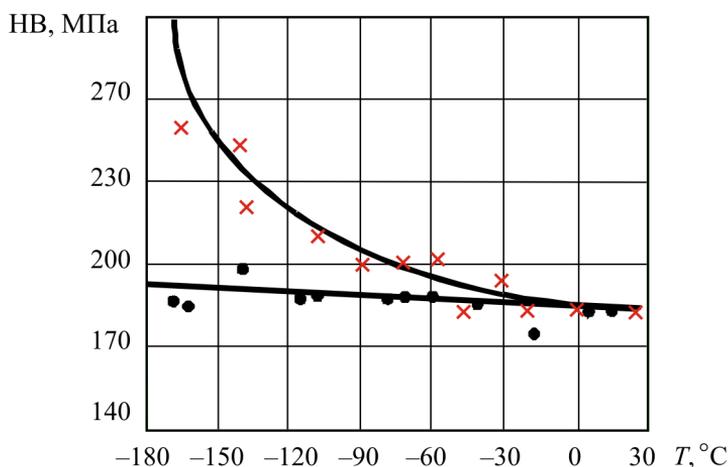


Рис. 7. Низкотемпературная зависимость твердости наплавленного металла (НВ) электрода с карбидной композицией (●) и без нее (×)<sup>4</sup>

<sup>4</sup> Пат. RU 2095783 Способ определения критической температуры хрупкости металлов и сплавов.



Рис. 8. Карбидные включения в поперечном сечении наплавленного металла,  $\times 900$  в поляризованном свете

Показатели хладостойкости введены в качестве критериев оптимизации в задачи моделирования влияния состава покрытия на уровень пластических свойств наплавленного металла, в результате реализации которых оптимизирован состав электродного покрытия [18, 20].

### **Заключение**

Таким образом, охлаждение наплавленного металла при обработке высококонцентрированными источниками энергии сопровождается возникновением в металлической матрице высокого уровня структурных напряжений вследствие термомодеформационных процессов, вносимых неметаллическими фазами.

Деформационное взаимодействие неметаллических включений с матрицей наплавленного металла при охлаждении имеет следующие особенности:

- если неметаллические включения крупного размера (20 мкм и выше), но расположены одиночно, то пластическое течение матрицы компенсирует повышенный уровень напряжений, вносимый такими включениями (параметр локальной неоднородности составляет 0,8–1,0), и снижения хладостойкости не происходит;

- если расстояния между неметаллическими включениями сравнимы с их размерами, то зоны повышенных пластических деформаций сливаются и перекрываются, в результате образуется довольно протя-

женные области повышенной деформации (параметр локальной неоднородности превышает значение 1,5), вероятность образования трещин очень высока, хладостойкость наплавленного металла понижена;

– мелкие включения фаз, в особенности мелкодисперсные карбиды, карбонитриды и нитриды, способствуют измельчению зерна, повышению фрактальности структуры и росту пластических характеристик металлической матрицы и наплавленного металла в целом;

– хладостойкость наплавленного металла малоуглеродистых сталей недопустимо снижается в тех случаях, когда неблагоприятно сочетаются два структурных параметра: высокая степень загрязненности крупными неметаллическими включениями и присутствие грубой видманштеттовой структуры.

*Работа выполнена в рамках государственного задания в сфере научной деятельности № 11.1196.2014/К Министерства образования и науки РФ от 17.07.2014.*

### **Список литературы**

1. Кривоносова Е.А. Модифицирование и формирование структуры металла сварных швов низкоуглеродистых сталей: дис. ... д-ра техн. наук. – Пермь, 2005. – 262 с.
2. Екобори Т. Физика и механика разрушения и прочности твердых тел. – М.: Металлургия, 1971. – 263 с.
3. Математическая модель кинетики роста частиц нитрида титана в сварном шве / Е.А. Кривоносова, В.М. Язовских, В.В. Уточкин, В.И. Шумяков // Сварочное производство. – 2002. – № 7. – С. 24–28.
4. Кривоносова Е.А., Уточкин В.В., Язовских В.М. Микролегирование титаном при сварке углеродистых сталей // Сварочное производство. – 2001. – № 5. – С. 6–9.
5. Самсонов Г.В., Виницкий И.М. Тугоплавкие соединения: справочник. – М.: Металлургия, 1976. – 530 с.
6. Кошкин Н.И., Ширкевич М.Г. Справочник по элементарной физике. – М.: Наука, 1976. – 255 с.
7. Кривоносова Е.А., Язовских В.М., Вылежнева Н.В. Влияние неметаллических включений на развитие деформации сварных швов // Тяжелое машиностроение. – 2003. – № 12. – С. 36–39.

8. Влияние состава неметаллических включений на зарождение микротрещин в металле шва / С.С. Семенов [и др.] // Автоматическая сварка. – 1988. – № 12. – С. 63–65.

9. Кислинг Р., Ланге Н. Неметаллические включения в стали. – М.: Металлургия, 1968. – 124 с.

10. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений в стали. – М.: Металлургия, 1991. – 225 с.

11. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник / под ред. М.Л. Бернштейна, А.Г. Рахштадта. – М.: Металлургия, 1983. – 352 с.

12. Язовских В.М., Кривоносова Е.А., Шумяков В.И. Экспресс-методы оценки качества сварочных электродов // Сварочное производство. – 1998. – № 5. – С. 26–30.

13. Борисенко В.К. О связи твердости с сопротивлением пластической деформации при нормальных и высоких температурах // Термопрочность материалов и конструкций элементов. – Киев: Наук. думка, 1985. – С. 61–68.

14. Дрозд М.С. Определение механических свойств металлов без разрушения. – М.: Металлургия, 1965. – 171 с.

15. Марковец М.П., Матюнин В.М. Исследование связи ударной вязкости стали с характеристиками растяжения // Докл. АН СССР. – 1970. – Т. 191, № 1. – С. 179–181.

16. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. – М.: Машиностроение, 1979. – 230 с.

17. Structural factors of the cold strength of welded joints in low-carbon steels / V.M. Yazovskikh, E.A. Krivonosova, V.I. Shumyakov, I.Yu. Letyagin, N.V. Vylezneva // Welding International. – 2002. – Vol. 16, iss. 6. – P. 481–484.

18. Mathematical model of the kinetics of growth of titanium nitride particles in a welded joint / E.A. Krivonosova, V.M. Yazovskikh, V.V. Utochkin, V.I. Shumyakov // Welding International. – 2002. – Vol. 16, iss. 12. – P. 974–977.

19. Krivonosova E.A. Fractal analysis of the formation of structure in welded joints // Welding International. – 2005. – Vol. 19, iss. 12. – P. 976–970.

20. Krivonosova E.A., Gorchakov A.I. Fractal analysis of the fatigue fracture surface of metal of welded joints // Welding International. – 2013. – Vol. 27, iss. 9. – P. 690–693.

21. Структурные факторы хладостойкости сварных швов / В.М. Язовских, Е.А. Кривоносова, В.И. Шумяков, И.Ю. Летягин, Н.В. Вылежнева // Сварочное производство. – 2002. – № 1. – С. 5–7.

## References

1. Krivonosova E.A. Modifitsirovanie i formirovanie struktury metalla svarynykh shvov nizkouglerodistykh stalei [Nonmetallic inclusions and the quality of the steel]. Doctor degree dissertation. Perm', 2005. 262 p.
2. Ekobori T. Fizika i mekhanika razrusheniia i prochnosti tverdykh tel [Mathematic model of the kinetics of growth of the particles of titanium nitride in the weld]. Moscow: Metallurgii, 1971. 263 p.
3. Krivonosova E.A., Iazovskikh V.M., Utochkin V.V., Shumiakov V.I. Matematicheskaiia model' kinetiki rosta chastits nitrida titana v svarnom shve [Microalloying titanium welding carbon steels]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2002, no. 7, pp. 24-28.
4. Krivonosova E.A., Utochkin V.V., Iazovskikh V.M. Mikrolegirovanie titanom pri svarke uglerodistykh stalei [Structural factors of brittle fracture of welded joints]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2001, no. 5, pp. 6-9.
5. Samconov G.V., Vinitskii I.M. Tugoplavkie soedineniia: spravochnik [Refractory compounds: handbook]. Moscow: Metallurgii, 1976. 530 p.
6. Koshkin N.I., Shirkevich M.G. Spravochnik po elementarnoi fizike [Handbook of elementary physics]. Moscow: Nauka, 1976. 255 p.
7. Krivonosova E.A., Iazovskikh V.M., Vylezhneva N.V. Vliianie nemetallicheskiikh vkluchenii na razvitie deformatsii svarynykh shvov [Physics and fracture mechanics and strength of solid bodies]. *Tiazheloe mashinostroenie*, 2003, no. 12, pp. 36-39.
8. Semenov S.S. Vliianie sostava nemetallicheskiikh vkluchenii na zarozhdenie mikrotreshchin v metalle shva [The influence of the composition of nonmetallic inclusions on the nucleation of cracks in the weld metal]. *Avtomaticheskaiia svarka*, 1988, no. 12, pp. 63-65.
9. Kisling R., Lange N. Nemetallicheskie vklucheniiia v stali [Non-metallic inclusions in steel]. Moscow: Metallurgii, 1968. 124 p.
10. Gubenko S.I. Transformatsiia nemetallicheskiikh vkluchenii v stali [Transformation of non-metallic inclusions in steel]. Moscow: Metallurgii, 1991. 225 p.
11. Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka stali. Spravochnik [The metallography and heat treatment of steel. The Handbook]. Eds. M.L. Bernshtein, A.G. Rakhshadt. Moscow: Metallurgii, 1983. 352 p.
12. Iazovskikh V.M., Krivonosova E.A., Shumiakov V.I. Ekspresmetody otsenki kachestva cvarochnykh elektrodov [Rapid assessment

methods quality of welding electrodes]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 1998, no. 5, pp. 26-30.

13. Borisenko V.K. O sviazi tverdosti s soprotivleniem plasticheskoi deformatsii pri normal'nykh i vysokikh temperaturakh [On the relationship of hardness resistance of plastic in fact deformation at normal and high temperatures]. *Termoprochnost' materialov i konstruksii elementov*. Kiev: Naukova dumka, 1985, pp. 61-68.

14. Drozd M.S. Opredelenie mekhanicheskikh svoistv metallov bez razrusheniia [Determination of mechanical properties of metals without destruction]. Moscow: Metallurgii, 1965. 171 p.

15. Markovets M.P., Matiunin V.M. Issledovanie sviazi udarnoi viazkosti stali s kharakteristikami rastiazheniia [The study of communication toughness of steel with the characteristics of the strain]. *Doklady Akademii nauk SSSR*, 1970, vol. 191, no. 1, pp. 179-181.

16. Markovets M.P. Opredelenie mekhanicheskikh svoistv metallov po tverdosti [Determination of mechanical properties of metals by solidis]. Moscow: Mashinostroenie, 1979. 230 p.

17. Yazovskih V.M., Krivonosova E.A., Shumyakov V.I., Letyagin I.Yu., Vylezneva N.V. Structural factors of the cold strength of welded joints in low-carbon steels. *Welding International*, 2002, vol. 16, iss. 6, pp. 481-484.

18. Krivonosova E.A., Yazovskikh V.M., Utochkin V.V., Shumyakov V.I. Mathematical model of the kinetics of growth of titanium nitride particles in a welded joint. *Welding International*, 2002, vol. 16, iss. 12, pp. 974-977.

19. Krivonosova E.A. Fractal analysis of the formation of structure in welded joints. *Welding International*, 2005, vol. 19, iss. 12, pp. 976-970.

20. Krivonosova E.A., Gorchakov A.I. Fractal analysis of the fatigue fracture surface of metal of welded joints. *Welding International*, 2013, vol. 27, iss. 9, pp. 690-693.

21. Iazovskikh V.M., Krivonosova E.A., Shumiakov V.I., Letiagin I.Iu., Vylezhneva N.V. Strukturnye faktory khladostoikosti svarnykh shvov [Structural factors cold resistance of welds]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2002, no. 1, pp. 5-7.

Получено 1.02.2016

### **Об авторе**

**Кривоносова Екатерина Александровна** (Пермь, Россия) – доктор технических наук, профессор кафедры «Сварочное производство и технология конструкционных материалов» Пермского национального исследовательского политехнического университета; e-mail: katerinakkkkk@mail.ru.

### **About the author**

**Ekaterina A. Krivonosova** (Perm, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Professor, Department of “Welding Production and Structural Materials Technology”, Perm National Research Polytechnic University; e-mail: katerinakkkkk@mail.ru.