

Е. Н. Бердникова, канд. техн. наук

Институт электросварки
им. Е.О. Патона НАН Украины, Киев
e-mail: model3ddd@gmail.com

УДК 621.791:539.422

СТРУКТУРНАЯ ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

Ключові слова: зварні з'єднання, високоміцна сталь, структура, фазовий склад, руйнування, тріщиностійкість.

Анотація. Наведено результати досліджень особливостей формування структури та фазового складу зварних з'єднань високоміцної сталі 14ХГН2МДАФБ з межею плинності $\sigma_{0,2} > 700$ МПа. Показано, що структура, яка формується в різних зонах зварних з'єднань, з точки зору рівномірної зміни (без градієнтів) структурних параметрів та мікротвердості повинна забезпечити рівномірний рівень механічних властивостей та тріщиностійкість зварних з'єднань.

Введение

В настоящее время при изготовлении ответственных сварных конструкций особое значение приобретают высокопрочные стали с пределом текучести более 700 МПа, обеспечивающие в сложных эксплуатационных условиях требуемый уровень механических свойств. Однако в процессе изготовления сварных соединений из сталей такого типа в результате воздействия термического цикла сварки структура и фазовый состав металла швов и зоны термического влияния (ЗТВ) может существенно меняться и, соответственно, влиять на уровень механических свойств и трещиностойкость сварных соединений [1, 2].

Постановка проблемы

Известно, что наиболее значимые критерии, характеризующие, надежность соединений – это высокий предел текучести, низкая температура хрупкого перехода и трещиностойкость используемых в конструкциях металлов и сплавов. При этом для обеспечения необходимых свойств сварных соединений существенную роль играет структурно-фазовый состав этих материалов. Поэтому исследования по определению структурных факторов (зеренные, субзеренные, дислокационные структуры; фазовый состав и т.п.), формирующихся при различных условиях технологической обработки, является первой задачей в плане взаимосвязи: технология \leftrightarrow структура \leftrightarrow свойства. Способы же технологической обработки выбираются таким образом, чтобы обеспечить формирование необходимой структуры и высоких механических свойств [3].

Анализ исследований и публикаций

Как в условиях сварки может изменяться структура и механические свойства сварных соединений высокопрочных сталей исследовано и представлено в ряде публикаций [4 – 7]. Было показано, что характер структур, формирующихся при различных технологических условиях, существенным образом влияет как на прочностные свойства, так и на уровень локальных внутренних напряжений металла сварных соединений. Принимая во внимание взаимосвязь трещинообразования с формированием локальных концентраторов внутренних напряжений, актуальным и перспективным является развитие исследований для определения также и структурных условий разрушения.

Цель статьи

Цель работы – исследование особенностей фазовых и структурных изменений в металле высокопрочной стали по зонам сварных соединений (шов, ЗТВ) и оценка их влияния на уровень прочности и трещиностойкости этих соединений.

Материалы и методы исследования

В качестве объекта исследований выбраны сварные соединения бейнитно-мартенситной стали 14ХГН2МДАФБ (0,183 % С; 1,19% Cr; 0,98 % Mn; 2,07 % Ni; 0,22% Mo; 0,08 % V; 0,33 % Si; не более 0,018 % P и 0,005 % S) с $\sigma_{0,2} > 700$ МПа толщиной 6 мм. Сварные соединения получали в условиях лазерной сварки (скорость сварки $V_{св} \sim 54$ м/ч [15 мм/с]) с применением излучения Nd:YAG-лазера модели DY 044 (Rofin Synerg, Германия) с длиной волны $\lambda = 0,808/0,940$ мкм (диаметр фокального пятна 1,2 мм) без использования присадочных материалов. Мощность лазерного излучения составляла 4,4 кВт при расходе защитных газов (18% CO₂ + 82% Ar) Q = 14 л/мин [~ 233 см³/с].

Исследования структурно-фазовых изменений в металле шва и ЗТВ изучали с помощью комплексного метода исследования, который включает оптическую металлографию (оптические микроскопы «Versamet-2» и «Neophot-32»), твердость измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 100 г. Фрактографические исследования проводили с помощью растровой электронной микроскопии (сканирующий электронный микроскоп SEM-515 фирмы «PHILIPS», Нидерланды) на разрушенных образцах сварных соединений, полученных в результате испытаний на ударный изгиб ($KCV^{+20} = 35,4 \text{ Дж/см}^2$; $KCV^{-40} = 15,0 \text{ Дж/см}^2$).

Экспериментальные данные и их обсуждение

В результате металлографических исследований структурно-фазовых составляющих: бейнита (Б); мартенсита (М); феррита (Ф); размеров зерен (D_3); коэффициента их формы ($\alpha = l/h$), формирующихся в металле швов и различных участках ЗТВ, а также соответствующих изменений микротвердости (HV) установлено следующее.

Структура основного металла стали 14ХГН2МДАФБ (рис. 1) – бейнитно-ферритная (Б-Ф) с размером зерен $D_3 \sim 5 \dots 24 \text{ мкм}$ и микротвердостью $HV(Б-Ф) = 2560 \text{ МПа}$, рис.1, а. Фазовый состав металла шва бейнитно-мартенситный (Б-М) с $D_3 \sim 60 \dots 100 \times 120 \dots 350 \text{ мкм}$ при коэффициенте формы зерна $\alpha \sim 2 \dots 3$ и $HV(Б-М) = 3940 \dots 4290 \text{ МПа}$, рис.1, б. Фазовый состав металла ЗТВ в участке перегрева – также Б-М с равноосной зеренной структурой при $D_3 \sim 30 \dots 50 \text{ мкм}$ и $HV(Б-М) = 3830 \dots 3850 \text{ МПа}$, рис.1, в.

В участке перекристаллизации ЗТВ структура измельчается в 2...4 раза при $HV = 3700 \dots 3970 \text{ МПа}$. Таким образом, при переходе от шва к ЗТВ фазовый состав металла не изменяется, однако уменьшается доля мартенситной составляющей при измельчении зерна и незначительном (в среднем на 5 %) снижении микротвердости.

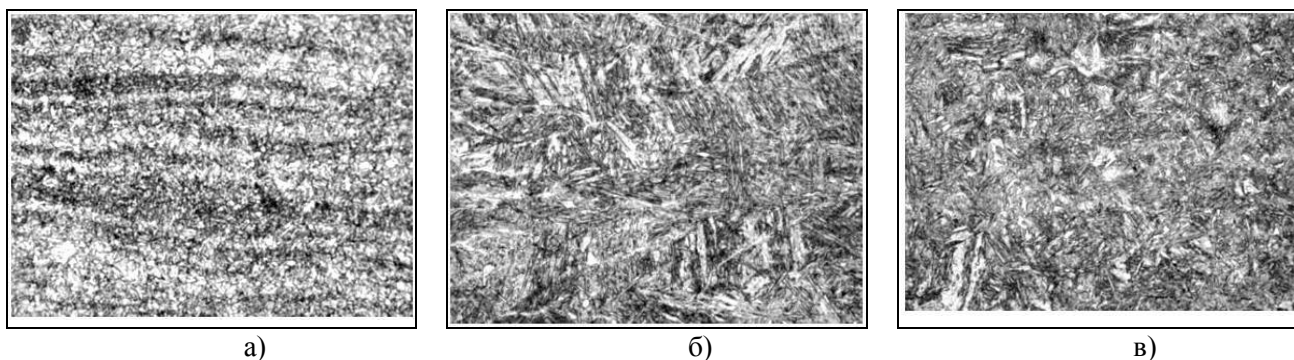


Рис.1. Микроструктура: а) – основного металла; б) – металла шва; в) – участка крупного зерна ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, $\times 500$

Результаты исследований на растровом электронном микроскопе о характере формирования субструктуры во внутренних объемах зерен в различных структурных составляющих показали следующее. Определены параметры субструктуры бейнита – ширина реек (h_p) и распределение карбидных фаз. Так, в металле шва и участке перегрева ширина реек бейнитных структур составляет $h_p(Б) \sim 0,3 \dots 0,5 \text{ мкм}$ (в шве) и $h_p(Б) \sim 0,2 \dots 0,3 \text{ мкм}$ (в ЗТВ) соответственно. Кроме того, как в металле шва, так и в ЗТВ формируется реечный мартенсит, в основном – мартенсит отпуска ($M_{отп}$).

Таким образом, исследованиями показано, что в сварных соединениях, с точки зрения равномерного измельчения структурных параметров, отсутствия градиентов по зеренной структуре и микротвердости, формирующаяся структура металла швов и ЗТВ исследуемых соединений должна обеспечивать равномерный уровень механических свойств сварных соединений.

Результаты детальных фрактографических исследований о характере разрушения изломов позволили провести сопоставление типов разрушения металла швов сварных соединений в зависимости от температуры испытаний ($T_{исп} = +20^\circ\text{C}$ и $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$), рис. 2.

При $T_{исп} = +20^\circ\text{C}$ в зоне I зарождения разрушения (у надреза) – хрупкое внутризеренное разрушение с объемной долей $V_d \sim 40 \%$, размером фасеток скола $d_{фас} \sim 20 \dots 30 \text{ мкм}$ в сочетании с вязким ямочным рельефом ($d_y \sim 2 \dots 5 \text{ мкм}$) и вторичными трещинами по границам зерен длиной $L_{тр} \sim 20 \dots 100 \text{ мкм}$. В зоне II (магистрального разрушения) характер разрушения такой же, объемная доля хрупкого составляющей порядка $V_d \sim 45 \%$. Размер вторичных трещин несколько уменьшается

до $L_{mp} \sim 10 \dots 50 \mu\text{м}$, рис. 3,а. При $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$ в зоне I – объемная доля хрупкого внутризеренного скола $V_{\delta} \sim 60 \%$. В зоне магистрального разрушения – $V_{\delta}^{xp.} \sim 90 \%$. Размер ямок вязкой составляющей $d_{я} \sim 1 \dots 2 \mu\text{м}$, рис. 3, б.

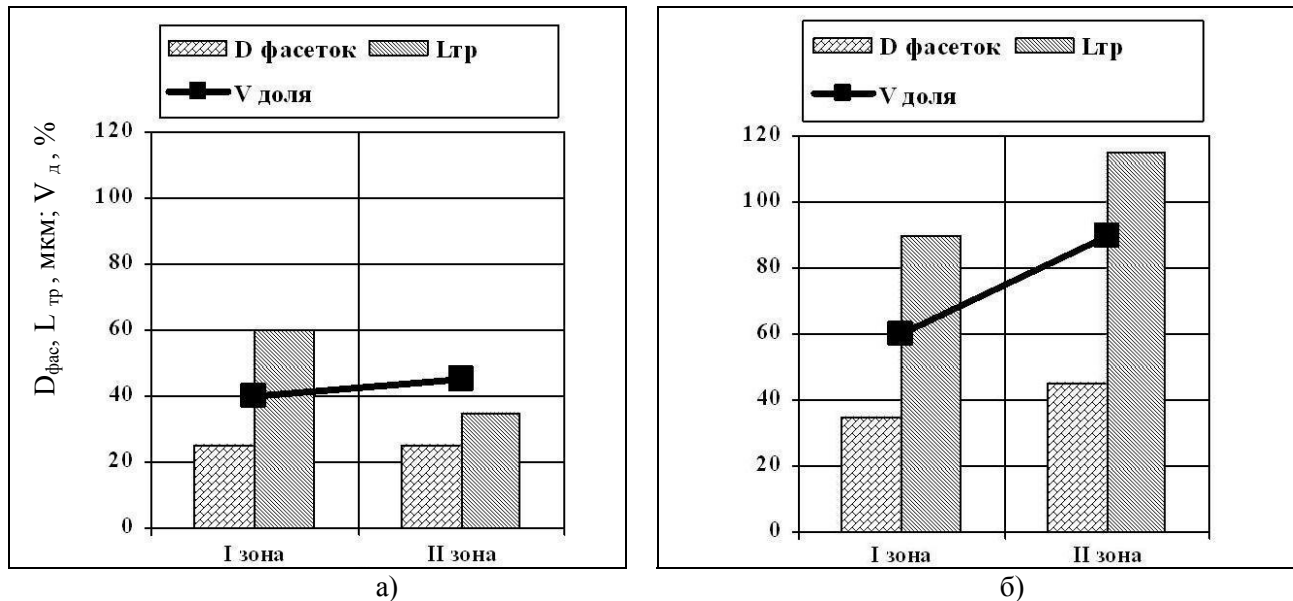


Рис. 2. Изменение объемной доли (V_{δ} , %) хрупкого внутризеренного скола и средних параметров микрорельефа поверхности разрушения – размера фасеток скола ($D_{фас}$, мкм); длины вторичных трещин ($L_{тр}$, мкм) по зонам изломов (I – зоне очага разрушения; II – магистрального разрушения) при различных температурах испытаний: а) – $T_{исп} = +20^\circ\text{C}$; б) – $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$.

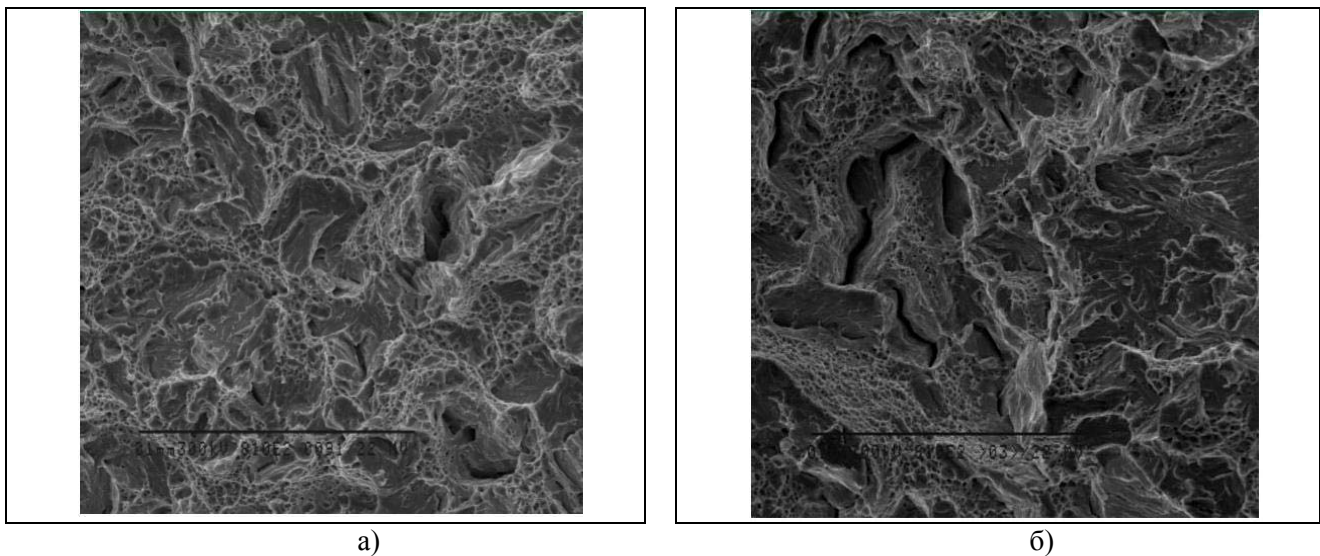


Рис. 3. Микроструктура поверхности изломов металла швов, полученных при различных температурах испытаний: а) – $T_{исп} = +20^\circ\text{C}$; б) – $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$, $\times 810$

Сопоставление хрупкого внутризеренного разрушения, его объемных долей по зонам изломов в зависимости от температуры испытания показало следующее. Понижение температуры испытания до $T_{исп} = -40^\circ\text{C}$ приводит к заметному охрупчиванию металла при возрастании доли хрупкого внутризеренного скола как в зоне зарождения разрушения (в $\sim 1,5$ раза), так и в зоне магистральной трещины (в ~ 2 раза) при укрупнении элементов микрорельефа хрупкого скола (в $\sim 1,4 \dots 1,8$ раза).

Экспериментально-аналитический подход

На базе комплексных экспериментальных исследований структурно-фазовых составляющих, формирующихся в металле сварных соединений, выполнена оценка следующих показателей:

– дифференцированного вклада параметров структуры на свойства прочности сварных соединений по известным зависимостям Холла-Петча, Орована и др. [6, 7];

– напряжения зарождения микротрещин в местах потенциальных концентраторов напряжений в локальных структурных объемах [8].

На данном этапе исходные данные для количественной оценки прочности металла – это экспериментальные данные, полученные только при помощи оптической и растровой электронной микроскопии: D_3 – размер зерен; $h_{\text{реек}}$ – ширина реек бейнитной структуры или величина субзерна; $\lambda_{\text{ч}}$ – эффективные расстояния между карбидными фазами, т.е. без учета параметров тонкой структуры (ρ – плотности дислокаций).

Сопоставлением упрочняющего влияния формирующихся структур в металле сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ при переходе от шва к ЗТВ, а именно величины зерна, ширины реек бейнитных структур, распределения частиц фазовых выделений установлено упрочняющее влияние структуры, что связано с вкладом субструктурного ($\Delta\sigma_{\text{с}} \sim$ в 1,6 раза), дисперсионного ($\Delta\sigma_{\text{д.у.}} \sim$ в 1,2 раза) и зернограничного ($\Delta\sigma_{\text{з}} \sim$ в 1,4 раза) упрочнений за счет диспергирования структурных составляющих (таблица).

Таким образом, методики количественной оценки свойств прочности металла по конкретным структурным параметрам позволяют прогнозировать качество сварных соединений при формировании в зоне сварки структур различного типа и выявлять структурные факторы, оказывающие основное влияние на изменение механических свойств.

Таблица. Упрочнение, обусловленное структурными параметрами (D_3 , $d_{\text{с}}$, $\lambda_{\text{ч}}$) по зоне сварки сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ

Участок исследования		
Упрочнение	Шов	I зона ЗТВ
$\Delta\sigma_{\text{з}}$, МПа	80	115
$\Delta\sigma_{\text{с}}$, МПа	300...500	500...750
$\Delta\sigma_{\text{д.у.}}$, МПа	59...188	106...188
$\sum\Delta\sigma_{(\text{з, с, д.у.})}$, МПа	604	887

Для определения влияния структуры на трещиностойкость исследуемых сварных соединений из анализа различных подходов к механизмам трещинообразования [8 – 13] была выбрана оценка на базе дислокационной теории кристаллических твёрдых тел, связывающая напряжения зарождения субмикротрещин со структурными изменениями [7]

$$\tau^2 = 3 \pi \cdot \gamma \cdot G / 8 (1 - \nu) \cdot L,$$

где τ – напряжение в плоскости сдвига, действующее на нагромождение дислокаций; γ – поверхностная энергия материала, приближенно $\gamma = 0,1G \cdot b$; G – модуль сдвига; ν – коэффициент Пуассона; L – длина плоскости скольжения, занятая дислокациями нагромождения (можно принять ее равной величине зерна, размеру фасеток хрупкого межзеренного скола или диаметру ямок вязкой составляющей); b – вектор Бюргера.

Расчетные оценки напряжения (τ), необходимого для зарождения микротрещин в местах концентраторов напряжения, показали, что в локальных структурных объемах вязкой составляющей уровень τ порядка $\sim 300...500$ МПа. Смена характера разрушения приводит к уменьшению величины напряжения зарождения микротрещин в зонах внутриверенного хрупкого скола до $\sim 70...120$ МПа ($T_{\text{исп}} = -40^\circ\text{C}$), что предопределяет катастрофический рост трещины и соответственно снижение трещиностойкости.

Выводы

1. Комплексными исследованиями оптической и растровой микроскопии, аналитическими оценками изменения механических свойств по зоне сварки установлены изменения структурно-фазовых составляющих, в наибольшей степени влияющих на уровень свойств прочности и трещиностойкости сварных соединений высокопрочной стали.

2. Аналитические оценки свойств прочности металла по наиболее значимым структурным параметрам позволяют прогнозировать качество сварных соединений при формировании в зоне сварки структур различного типа. Показано, что наибольшие показатели предела текучести обеспечиваются диспергированием структуры.

3. Расчетные методы оценки напряжения зарождения трещин в локальных зонах концентраторов напряжений, основанные на экспериментальных данных количественного фрактографического

анализа (с учетом типа разрушения), дают возможность определять их уровень и прогнозировать трещиностойкость сварных соединений.

Литература

1. Шоршоров, М. Х. Фазовые превращения и свойства стали при сварке [Текст] / М. Х. Шоршоров, В. В. Белов. – М.: Наука, 1972. – 220 с.
2. Горынин, И. В. Свариваемые корпусные высокопрочные стали и их применение [Текст] / И. В. Горынин. – Киев: Наукова думка, 1980. – 132 с.
3. Бернацкий, А. Повышение физико-механических свойств поверхностных слоев сталей лазерным и комбинированным легированием [Текст] / А. Бернацкий // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2013. – Т. 6, N 1(66). – С. 25-31. – Режим доступа : URL : <http://journals.uran.ua/eejet/article/view/19118>.
4. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М [Текст] / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. – 2009. – №7. – С.21-29.
5. Маркашова, Л. И. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М [Текст] / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Т. А. Алексеенко, Е. Н. Бердникова и др. // Автоматическая сварка. – 2011. – № 4. – С. 7 – 15.
6. Маркашова, Л. И. Структурный критерий прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений [Текст] / під заг. ред. В.В. Панасюка; Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, Е. Н. Бердникова, Т. А. Алексеенко // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Збірка доповідей четвертої міжнар. конф. (Львів, 23-27 червня 2009р.) // Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка. – Львів, 2009. – С. 447 – 451.
7. Markashova, L. I. Estimation of the Strength and Crack Resistance of the Metal of Railway Wheels after Long-Term Operation [Text] / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii, E. N. Berdnikova, T. A. Alekseenko // Materials Science. – 2012. – Vol. 47, № 6. – P. 799 – 806.
8. Stroh, A. N. The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow [Text] / A. N. Stroh // Proceedings of the Royal Society. – 1954. – Vol. A 223. – P. 404 – 414.
9. Либовиц, Г. Разрушение. Т.3. [Текст] / Г. Либовиц – М: Мир, 1976. – 800 с.
10. Балтер, М. А. Фрактография – средство диагностики разрушенных деталей [Текст] / М. А. Балтер, А. П. Любченко, С. И. Аксенова. – М.: Машиностроение, 1987. – 160 с.
11. Орован, Е. Классическая и дислокационная теория хрупкого разрушения [Текст] / Е. Орован // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургия, 1963. – С. 170 – 184.
12. Котрелл, А. Х. Теоретические аспекты процесса разрушения [Текст] / А. Х. Котрелл // Атомный механизм разрушения. – М.: Металлургия, 1963. – С. 30 – 68.
13. Нотт, Дж. Ф. Микромеханизмы разрушения и трещиностойкость конструкционных сплавов [Текст] / Дж.Ф. Нотт. // Механика разрушения. – М.: Мир, 1979. – С. 40 – 82.

Поступила в редакцию 17.11.13

В. В. Гончаров, канд. хим. наук

*Институт химических технологий
Восточноукраинского национального
университета имени Владимира Даля,
г. Рубежное, Украина
e-mail: gonch_vit@rambler.ru*

Ключові слова: іонна імплантація,
каталізатор, мікротвердість,
пластичність.

УДК 621.384.649/620.178.143.34

МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, МОДИФИЦИРОВАННОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ

Анотація. Досліджено мікротвердість і пластичність зразків на основі нержавіючої сталі, оброблених за допомогою імплантації іонів азоту, хрому, алюмінію, титану і молибдену. Показано перспективність застосування отриманих імплантатів в умовах механічного навантаження.

Введение

Развитие технологий органического синтеза, фармацевтических препаратов, водородной энергетики и др. невозможно представить без применения катализаторов [1-3]. Их высокая эффективность наряду с низкой относительной себестоимостью конечного продукта привлекают к себе внимание большого количества исследователей со всего мира [4-8]. Особый интерес представляют нанесенные каталитические системы, которые сочетают в себе физико-химические свойства активного компонента поверхности с термомеханическими характеристиками носителя.

© В. В. Гончаров, 2013