

УДК 669.14.018 : 621.9.048

ВЛИЯНИЕ АЗОТА НА МИКРОСТРУКТУРУ СВАРНОГО ШВА КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОСЛЕ ГАЗОЛАЗЕРНОЙ РЕЗКИ

М. М. Елицкий, Л. Е. Афанасьева

Тверской государственный технический университет

Изучалось влияние вспомогательного газа азота на микроструктуру сварного шва коррозионно-стойкой стали марки 12Х18Н10Т после газолазерной резки. Показано, что азот уменьшает количество феррита в металле шва, так как относится к элементам, расширяющим температурный интервал устойчивости аустенита. При сварке нужно это учитывать и для нейтрализации влияния азота выбирать присадочную проволоку с повышенным содержанием ферритообразующих элементов.

Ключевые слова: газолазерная резка, присадочная проволока, ферритообразование

Газолазерная резка относится к высокоэффективным гибкоперестраиваемым технологиям и применяется при производстве не только заготовок, но и как конечная операция изготовления деталей. В отличие от механической резки при тепловом воздействии лазера в металле происходят структурные превращения, приводящие к изменению механических свойств. Кроме этого, возможно изменение химического состава разрезаемого материала из-за растворения в оплавленном металле вспомогательного газа, а также взаимодействия вспомогательного газа с разрезаемым материалом. Это важный фактор, определяющий место лазерной обработки в технологическом процессе изготовления деталей машин и качество обработки [1, 2].

Цель настоящей работы: изучить влияние вспомогательного газа азота на микроструктуру сварного шва коррозионно-стойкой стали марки 12Х18Н10Т после газолазерной резки.

Для решения задачи из листа нержавеющей стали толщиной 2 мм вырезали лазером с продувкой азотом заготовки, которые затем сваривали в среде аргона с присадкой 06Х19Н9Т.

Режимы газолазерной резки и состав стали приведены в таблицах 1 и 2:

Т а б л и ц а 1. Режимы газолазерной резки

Толщина листа, мм	Вспомогательный газ	Давление газа, бар	Скорость резки, мм/мин	Мощность излучения, Вт
2	N ₂	13	2500	1800

Получены следующие химические составы основного металла и металла шва:

Т а б л и ц а 2. Сталь 12Х18Н10Т ГОСТ5632-72. Образец № 1.
Химический состав, %

Место отбора проб	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	Mo	W
Основной металл	0,035	0,54	0,85	17,1	9,32	0,058	0,11	0,08	< 0,015
шов	0,038	0,59	0,91	17,1	9,15	0,055	0,17	0,07	< 0,015

Для сравнительного анализа микроструктуры металла шва изготовлен образец № 2, сваренный аналогичным образом из заготовок, вырезанных гильотинными ножницами. Химические составы основного металла и металла шва представлены в таблице 3.

Т а б л и ц а 3. Сталь 12Х18Н10Т ГОСТ5632-72. Образец № 2.
Химический состав, %

Место отбора проб	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	Mo	W
Основной металл	0,032	0,49	0,83	17,1	9,32	0,058	0,091	0,06	< 0,015
шов	0,032	0,55	0,88	17,0	9,48	0,052	0,15	0,11	< 0,015

Металлографическое исследование микроструктуры проводили с помощью оптического микроскопа МИМ-8 с цифровой видеокамерой.

При газолазерной резке заготовок образуется зона термического воздействия [1, 2]. Сталь марки 12Х18Н10Т не испытывает фазовых превращений в широком температурном интервале, вплоть до температуры плавления. В зону лазерного воздействия будет входить литая область толщиной 30...50 мкм с дендритной структурой. Именно в этой области возможно повышение концентрации азота.

С отсутствием структурных превращений в закристаллизовавшемся металле связано грубое транскристаллитное дендритное строение сварного шва. Вводя в металл шва вторую фазу, добиваются разрушения его транскристаллитного строения и измельчения первичной структуры. При этом общая протяженность границ между кристаллами растет. Чаще всего второй фазой служит феррит, создающий двухфазную аустенитно-ферритную структуру металла шва. Наличие феррита не только измельчает структуру металла, но и уменьшает концентрацию *Si*, *P*, *S* и других примесей в межкристаллитных прослойках за счет большой растворимости этих элементов в феррите [3].

На основе многочисленных исследований отечественных и иностранных ученых установлено, что для придания металлу достаточной стойкости к образованию кристаллизационных трещин нужно иметь в аустенитном шве 2...5% первичного феррита.

На рис. 1 представлены микрофотографии металла шва двух изучаемых образцов. Микроструктура стали выявлена химическим травлением царской водкой.

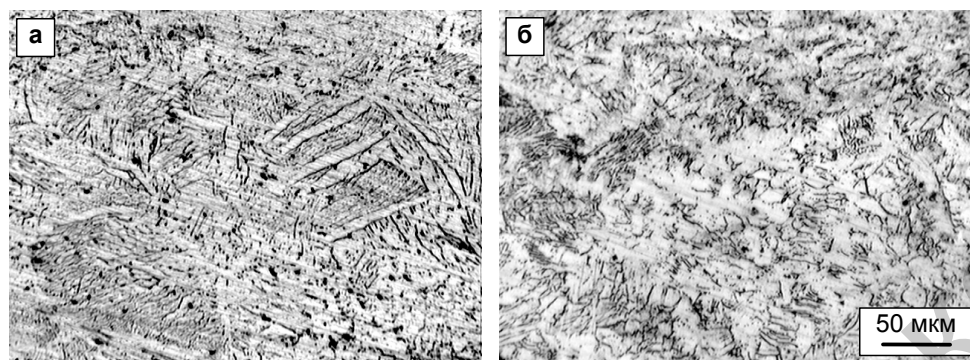


Рис. 1. Микроструктура металла шва: а – образцы для сварки получены газолазерной резкой с продувкой азотом, б – вырезаны гильотинными ножницами

Особенность влияния ферритной фазы на свойства аустенитных сталей состоит в том, что сравнительно малые изменения ее содержания, в некоторых случаях в пределах процента и даже долей процента, могут вызвать недопустимое ухудшение свойств сварных соединений; требования к содержанию ферритной фазы строже, чем к химическому составу аустенитных сталей [3]. Ферритная фаза в хромоникелевых сталях аустенитного класса может рассматриваться как мелкодисперсный магнитомягкий ферромагнетик, поэтому для контроля ее содержания можно применять магнитные методы.

Из всех методов исследования сложных микрораспределений магнитного поля особый интерес представляют методы визуального контроля. Необходимое условие визуализации состоит в существовании магнитоактивного оптического материала – индикатора поля. Наиболее распространен метод визуализации с помощью мелких (5 ... 20 нм) магнитных частиц, диспергированных в различных средах (магнитные жидкости). Оптический контраст создается благодаря концентрации магнитных частиц в участках с наибольшими градиентами магнитного поля. Магнитные жидкости могут обеспечить разрешающую способность до десятых долей микрометра и чувствительность к полям порядка десятых долей эрстеда, но они дают лишь качественную оценку исследуемого распределения поля.

На рис. 2 представлено распределение ферритной фазы в металле шва изучаемых образцов, выявленное с помощью ферромагнитной суспензии на керосиновой основе. Магнитные частицы скопились в местах выделения ферритной фазы.

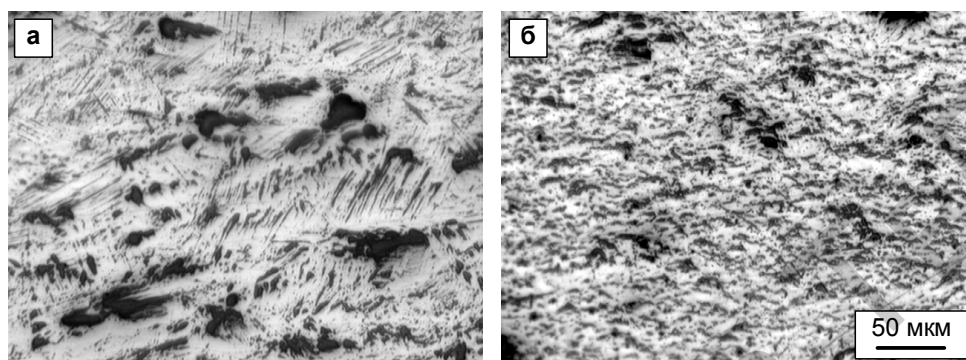


Рис. 2. Распределение ферритной фазы в металле шва, выявленное с помощью ферромагнитной суспензии на керосиновой основе. а – образцы для сварки получены газолазерной резкой с продувкой азотом, б – вырезаны гильотинными ножницами

Для подтверждения полученных результатов распределение ферритной фазы в металле шва выявляли химическим травлением с помощью реактива Марбле. При действии этого реактива феррит растравливается и покрывается медным налетом, мартенсит темнеет подобно ферриту. Аустенит и карбиды остаются светлыми. На рис. 3 представлены микрофотографии распределения ферритной фазы в металле шва изучаемых образцов сварных швов, выявленные химическим травлением.

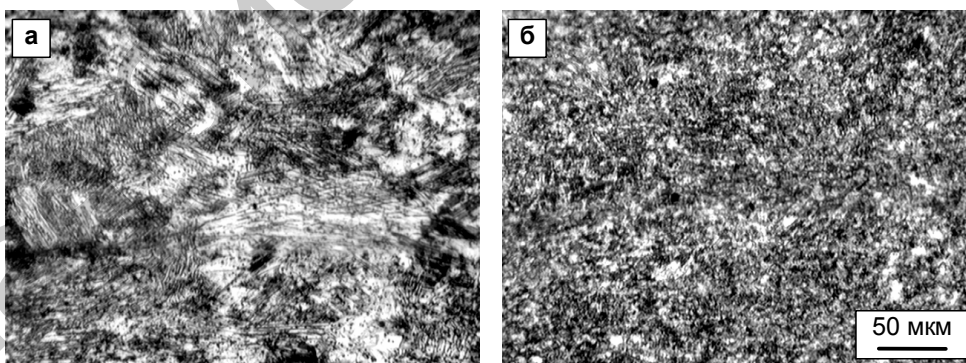


Рис. 3. Микроструктура металла сварных швов, выявленная химическим травлением реактивом Марбле. а – образцы для сварки получены газолазерной резкой с продувкой азотом, б – вырезаны гильотинными ножницами

Проведенные исследования показали, что металл шва образца № 1 имеет более грубое строение. Ферритная фаза выделяется неравномерно, по границам кристаллитов. Возможной причиной появления крупно кристаллической структуры в металле шва образца № 1 является растворение азота в оплавленной кромке реза. Азот уменьшает количество феррита в металле шва, так как относится, к элементам, расширяющим температурный интервал устойчивости аустенита с коэффициентом перехода 30 (DeLong); 18,4...30 в зависимости от температуры (Hull) [4, 5, 6]. При сварке нужно это учитывать и выбирать присадочную проволоку с повышенным количеством ферритообразующих элементов для нейтрализации действия азота.

Список литературы

1. Григорьянц А.Г. Технологические процессы лазерной обработки / А.Г. Григорьянц, И.Н. Шиганов, А.И. Мисюров. М.: МГТУ, 2006.
2. Астапчик С.А. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С.А. Астапчик, В.С. Голубев, А.Г. Маклаков. Минск: Беларус. наука, 2008.
3. Меринов П.Е. Стандартизация контроля содержания ферритной фазы в хромоникелевых сталях аустенитного и аустенитно-ферритного классов магнитным методом / П.Е. Меринов, А.Е. Корнеев, Н.С. Цикунов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2006. № 7. С. 53–59.
4. Suutala N. Effect of Manganese and Nitrogen on the Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds / N. Suutala // *Metallurgical Transactions A*. 1982. V. 13A. P. 2121–2130.
5. Nage Deepashri D. Effect of Nitrogen addition on the microstructure and mechanical behavior of 317L and 904L austenitic stainless steel welds / Deepashri D. Nage, V.S. Raja, R. Raman // *J. of Materials Science*. 2006. V. 41. P. 2097–2112.
6. Grujicic M. The effect of nitrogen on the structure and mobility of dislocations in Fe-Ni-Cr austenite / M. Grujicic // *J. of Materials Science*. 1995. V 30. P. 5799–5807.

**EFFECT OF NITROGEN ON THE WELD JOINT
MICROSTRUCTURE AFTER GAS LASER WELDING OF
CORROSION-RESISTANT 12X18H10T STEEL**

M. M. Elitsky, L. E. Afanasieva

Tver State Technical University

A study is made of the effect of subsidiary nitrogen gas on the microstructure of the weld joint of corrosion-resistant 12X18H10T steel. It is shown that nitrogen has an effect of decreasing the ferrite content in the welding joint metal due to the effect of enlarging the austenite stability temperature interval. This fact should be taken into account by making a choice of filler metal wire with an increased content of ferrite generating elements.

Keywords: *gas laser cutting, filler metal wire, ferrite generation*

Об авторах:

ЕЛИЦКИЙ Михаил Михайлович – студент Тверского государственного технического университета, 170026, г. Тверь, наб. Аф.Никитина, 22;

АФАНАСЬЕВА Людмила Евгеньевна – кандидат физ.-мат. наук, доцент кафедры технологии металлов и материаловедения ТГТУ, *e-mail:* ludmila.a@mail.ru.