

Изследване на ВИГ заваряване на дуплекс стомана 1.4462

Теофил Ямболиев, Златка Евдокимова

GTAW of duplex steel 1.4462 (AISI2205): The aim of this work was to study the effect of the shielding gas and heat input on the microstructure of butt weld joints of 2 mm thickness.

It was found that quality welds according to BDS ISO 5817, level B, may be obtained using either Ar or Ar+1 % N₂ shielding with lower heat input of the latter. The level of grain coarseness of the fusion zone and the heat affected zone may be decreased when welding in Ar+1 % N₂ atmosphere. It appeared that the austenizing effect of N₂ is stronger than the combined effect of both the higher heat input and hot nitrogen plasma during welding.

Key words: duplex stainless steel, ferritic-austenitic steel, welding, shielding gas

ВЪВЕДЕНИЕ

Дуплекс неръждаема стомана (ДНС) 1.4462 е аустенито-феритна сплав. Притежава висока устойчивост към междукристална и точкова корозия, базирана на еквивалентното число PREn=33+36 [3, 10]. В сравнение с широко използваната аустенитна стомана 1.4301 якостните показатели на 1.4462 са по-високи и позволяват олекотяване на конструкцията [10]. Благодарение на по-ниското съдържание на Ni ДНС са по-евтини.

ВИГ заваряване осигурява качествени съединения на ДНС [2]. За заваряване се препоръчва линейна енергия 0,2-2,5 кдж/мм [5, 12]. Чрез подходящ защитен газ може да се влияе върху химичния и фазовия състав на метала на шева (МШ) [2-5, 9, 10]. От съществено значение за свойствата на съединенията е МШ да съдържа достатъчно количество азот като аустенитообразуващ елемент, чрез който се поддържа балансът между феритната и аустенитната фаза [3, 5, 10]. При заваряване в среда от чист Ar съществува опасност от частично или пълно отделяне на азота от МШ и зоната на термично влияние (ЗТВ) поради намалена разтворимост с понижаване на температурата. Като следствие се понижават устойчивостта срещу корозия и якостните характеристики на стоманата и заварените ѝ съединения.

За предотвратяване на загубата на азот в МШ се използват защитни газови смеси Ar+N₂, в които съдържанието на азот е 1-10 % N₂ [9]. По-високо съдържание може да дестабилизира заваръчната дъга и да повиши риска от образуване на пори. Освен че изравнява дяла на ферита и аустенита в МШ, заваряването с подходяща смес Ar+N₂ издребнява зърното и подобрява свойствата на съединението [8, 9].

Цел на настоящото изследване е да установи влиянието на защитният газ и линейната енергия върху геометрията на шева и структурообразуването при ВИГ заваряване.

МЕТОДИКА

От листовата стомана 1.4462 с химичен състав, посочен в табл. 1, са разкроени на гилотина планки с размери 200x20x2 мм. Планките са изправени, почистени и обезмаслени с ацетон [1]. Прихванати са без междина и са установени в приспособление, което осигурява защита на корена на шева [6].

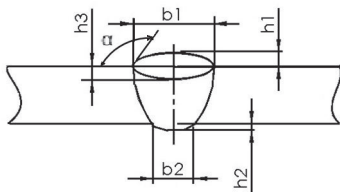
Таблица 1. Химичен състав, %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	N	PREn
0.03	2.0	1.0	0.015	0.035	22.0	5.5	3.0	0.16	34

Върху планките са стопени ивици на режим, чиито параметри варират в границите: I=70÷110 а, U=9,5÷12,5 в, v=3,2÷4 мм/с. На режимите, осигуряващи пълен провар, са заварени челни съединения без подложка и без добавъчен метал. В този случай параметрите на режима се изменят в интервалите I=85÷105 а и U=10÷11 в, а

скоростта на заваряване е $v=3,2$ мм/с. При тези стойности линейната енергия на заваряване се изменя в границите $0,15+0,21$ кдж/мм ($\eta=0,55$).

Използван е електрод WT20 с диаметър 2,4 мм с ъгъл на заточване 30° и излаз от дюзата 3 мм. Дължината на дъгата е 2 мм [6]. Газовата защита е осигурена с чист Ar или смес от Ar+1 % N₂. Диаметърът на газовата дюза е 12 мм. Дебитът на газа откъм лицето и корена на шева е съответно 9 л/мин и 6 л/мин.



Формата и размерите на шева, фиг. 1, както и наличието на заваръчни несъвършенства, са окачествени съгласно БДС ISO 5817 [7].

Фиг. 1. Размери на шева

Изготвени са металографски шлифове. Структурата на съединенията е проявена с разтвор на солна и азотна киселина в отношение 1:1. С товар 1,02 N е измерена микротвърдостта в аустенитната и феритната фаза в МШ, ЗТВ и основния метал (ОМ) [1].

РЕЗУЛТАТИ И АНАЛИЗ НА РЕЗУЛТАТИТЕ ГЕОМЕТРИЯ НА ШЕВА

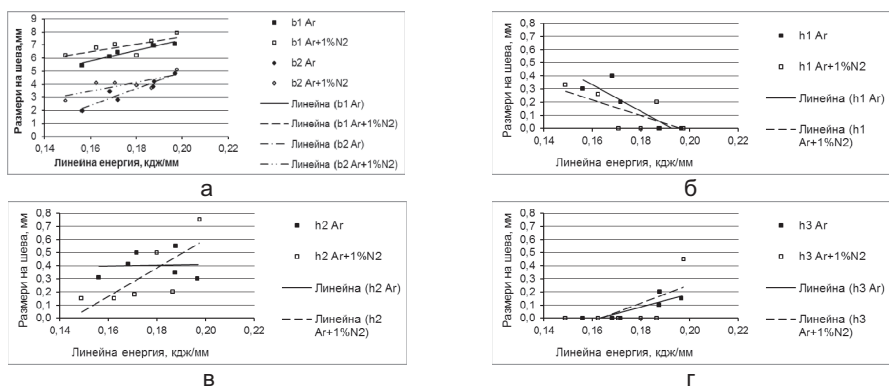
Режимите, които осигуряват правилна геометрия на МШ или показват малки отклонения от нея, са представени в табл. 2. С най-малко количество внесена топлина се отличават режими 1 и 4, а с най-голямо – режими 3 и 6. Външни заваръчни несъвършенства отсъстват. Най-добър външен вид имат съединенията от режими 2, 4 и 5, които удовлетворяват изискванията за качество на ISO 5817, ниво В [7].

Таблица 2. Избрани режими на заваряване

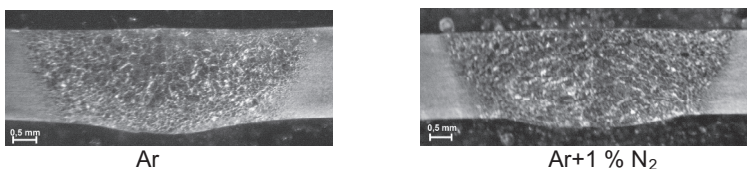
№	I		U	q _л дж/мм	Защитен газ	Размери на шева, мм					БДС ISO 5817, ниво на качество	
	a	в				b ₁	b ₂	h ₁	h ₂	h ₃		α, °
1	90	10,4	0,16	Ar	6,48	2,80	0	0,21	0,20	170	C	
2	97	10,5	0,18		6,31	2,91	0	0,36	0	175	B	
3	103	10,6	0,19		6,96	4,21	0	0,55	0,20	170	C	
4	85	10,2	0,15		6,21	2,76	0,33	0,15	0	170	B	
5	97	10,8	0,18		Ar+1%N ₂	6,2	3,91	0	0,5	0	180	B
6	105	11	0,20		7,9	5,1	0	0,75	0,45	180	D	

Изменението на размерите на шева в зависимост от линейната енергия и вида на защитния газ са показани на фиг. 2. При заваряване в Ar ширината на шева от лицевата b₁ и кореновата му страна b₂ нараства с линейната енергия. Височината на корена h₂ се колебае в границите 0,3-0,6 мм. С увеличаване на топлината усилването h₁ намалява и преминава в леко хлътване h₃, което показва, че заваряване с по-висока линейна енергия е неподходящо. От макроснимките на фиг. 3 се вижда, че е налице плавен преход от ОМ към МШ.

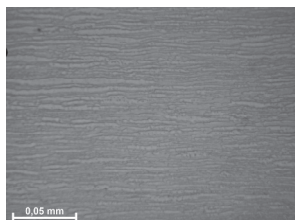
Характеризираната геометрия на шева се запазва при заваряване в смес Ar +1 % N₂ с тази разлика, че размерите му нарастват по-бързо с увеличаване на линейната енергия, отколкото при заваряване в Ar. Следователно за постигане на шев с еднаква геометрия в среда от Ar+1 % N₂ е необходимо по-малко количество топлина, отколкото при заваряване в чист Ar.



Фиг. 2. Зависимост на размерите на швава от линейната енергия и вида на газовата защита



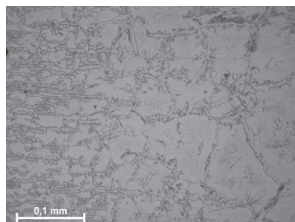
Фиг. 3. Макроструктура на заварени съединения, $q_l=0,18$ кдж/мм



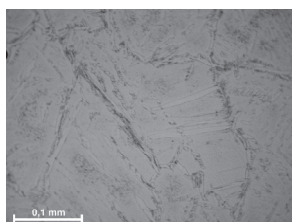
СТРУКТУРЕН АНАЛИЗ

Микроструктурата на основния метал е показана на фиг. 4. Изградена е от удължени зърна вследствие валцоване. Дялтът на аустенитната и феритната фаза е приблизително равен.

Фиг. 4. Микроструктура на основния метал



ЗТВ



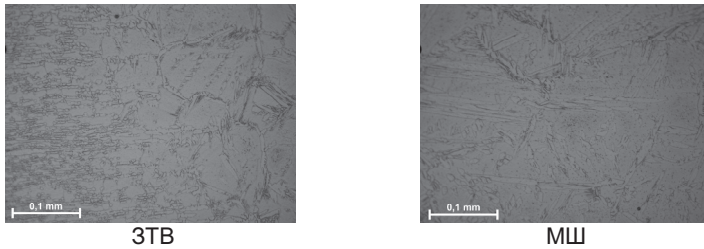
МШ

Фиг. 5. Микроструктура на съединение, заварено на режим 2, $q_l=0,18$ кдж/мм, Ar

Микроструктурата на ЗТВ и МШ на съединение, получено на режим 2 в Ar е показана на фиг. 5.

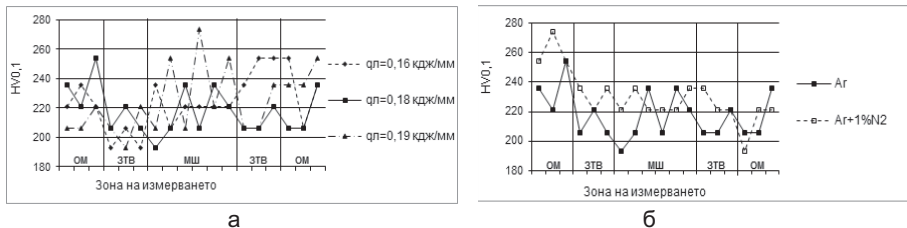
Отсъстват заваръчни несъвършенства. Наблюдава се значително нарастване на феритните зърна вследствие внесената топлина при заваряване. Видманщетенев аустенит се образува само по границите на феритните зърна и в малки участъци във вътрешността им.

Не се наблюдават съществени разлики в структурата на ЗТВ и МШ вследствие заваряването с линейна енергия в интервала 0,16-0,19 кдж/мм.



Фиг. 6. Микроструктура на заварени съединения, режим 6, Ag+1% N₂

Микроструктурата на съединение, заварено на режим 6 с е показана на фиг. 6. Налице е почти пълна аналогия в структурните особености с разгледаните за съединението на фиг. 5, заварено на режим 2 в Ag. Едновременно с това са налице и две съществени различия: първо - по-малък размер на зърната в МШ, и второ - по-голям дял на аустенитната фаза в МШ и ЗТВ.



Фиг. 7. Микротвърдост в зависимост от: а) линейна енергия, Ag; б) вида на защитния газ при $q_L=0,18$ кдж/мм

На фиг. 7, а е показана микротвърдостта на OM, ЗТВ и МШ на съединения получени в Ag. С увеличаване на линейната енергия е налице тенденция към нарастване на микротвърдостта. Същата зависимост е отчетена и при заваряване в среда Ag+1% N₂. Сравнение, основано на микротвърдостта на съединенията, заварени с линейна енергия 0,18 кдж/мм в среда от Ag и Ag+1% N₂, е представено на фиг. 7, б. Микротвърдостта, получена в Ag+1% N₂ е по-висока от тази при Ag, но разликата е несъществена.

Известно е, че нарастването на зърната се благоприятства от количеството внесена топлина в метала и повишената му температура [1, 2, 10]. При заваряване на режим 6 в среда на Ag+1% N₂ линейната енергия е 0,20 кдж/м срещу 0,18 кдж/м в среда на Ag. От друга страна топлосъдържанието на азотната плазма в заваръчната дъга е по-голямо от това на аргоновата [2, 4]. Би следвало да се очаква, че зърната в МШ от режим 6 ще имат по-големи размери, отколкото при заваряване на режим 2. Измерванията показват обратното. Обяснението на този резултат е, че добавката на азот в защитния газ, макар и само 1 % N₂, чувствително подпомага образуването на аустенитна фаза в МШ и ЗТВ при частичното превръщане на ферита в аустенит в твърдо състояние. От своя страна Видманщетенювият аустенит е препятствие за преместване на границите на феритните зърна. Затова той ограничава понататъшното им уедряване, започнало под солидуса и протекло до температурата за начало на превръщането ферит→аустенит. Следователно възпиращото действие на аустенита по отношение уедряването на зърната е по-ефективно, отколкото действието на топлината, насочено в противоположна посока. Повишената

микротвърдост в ЗТВ и МШ на съединенията, заварени в $Ar+1\% N_2$, в сравнение със заварените в Ar , е естествен резултат от установеното по-дребно зърно в тези зони.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

1. Установено е, че ВИГ заваряване с линейна енергия 0,18 кдж/мм в среда от Ar и $Ar+1\% N_2$ осигурява плътни шевове с правилна геометрия съгласно изискванията на ISO 5817, ниво В.

2. За шев с еднаква геометрия в среда от $Ar+1\% N_2$ е необходимо по-малко количество топлина, отколкото при заваряване в чист Ar .

3. Структурата в МШ и ЗТВ е едрозърнеста, ферито-аустенитна. При заваряване в $Ar+1\% N_2$ размерът на зърната е по-малък, а дялът на аустенитната фаза в МШ е по-голям в сравнение с тези при заваряване в Ar .

4. Измерената микротвърдост на съединения, заварени в $Ar+1\% N_2$ е несъществено по-висока от тази на заварените в чист Ar .

Тези резултати позволяват за ВИГ заваряване на стомана 1.4462 да се препоръча режим 5 с линейна енергия 0,18 кдж/мм в среда от $Ar+1\% N_2$.

ЛИТЕРАТУРА

[1] Анчев В., В. Тошков и др., Ръководство за лабораторни управнения по материалознание, КИНГ, 2001.

[2] Желев Ал., Материалознание – техника и технология, Том II – София, 2002 г.

[3] Лолов, Н. Дуплекс неръждаващи стомани - свойства и заваряване, Machines, Technologies, Materials, 2008, 1, 40-43.

[4] Тонгов М., Заваряване част първа Процеси, Софттрейд, 2009.

[5] Чавдаров, П., „Относно корозионната устойчивост на неръждаемите дуплекс стомани X2CrNiMoN22-5-3 и X2CrNiMoN25-7-4 при заваряване“, автореферат, Специализиран научен съвет по „МТММ“ при ВАК, София, 2010.

[6] Ямболиев Т., Т. Иванов, ВИГ заваряване на аустенитна неръждаема стомана с обикновена и импулсна дъга, Journal of Technical University Sofia, branch Plovdiv, Vol. 16, 2011, 243-247.

[7] БДС ISO 5817 - Заваряване. Нива за качество на несъвършенствата.

[8] Bhatt R. B., H. S. Kamat, Influence of nitrogen in the shielding gas on corrosion resistance of duplex stainless steel welds, JMEPEG, 1999, 8:591-597.

[9] Claes-Ove, P. Welding practice for the Sandvik duplex stainless steels SAF 2304, SAF 2205 and SAF 2507, AB Sandvik Steel, S-811 81 Sandviken, Sweden, 1995.

[10] Lippold J., D. Kotecki, Welding metallurgy and weldability of stainless steels, A Wiley-Interscience publication, 2005.

За контакти:

Доц. д-р Теофил Ямболиев, Катедра " Машиностроителна техника и технологии", Технически университет София, филиал Пловдив, тел: 032/659 622, e-mail: tiamb@tu-plovdiv.bg

Маг. инж. Златка Узунова – докторант, Катедра " Машиностроителна техника и технологии", Технически университет София, филиал Пловдив, тел: 089 783 7247, e-mail: z_uzunova@yahoo.com

Докладът е рецензиран