

16. Zhou M., Xu G., Wang L., He B. Effects of austenitization temperature and compressive stress during bainitic transformation on the stability of retained austenite. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 2017, vol. 70, iss. 6, pp. 1447-1453.
17. Kurdiymov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I. *Prevrasheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steels]. Moskow, Nauka Publ., 1977. 236 p. (Rus.)
18. Malinov L.S., Cheylyakh A.P., Sokolov K.N. *Vliyaniye martensita deformatsii na svoistva staley Fe-Cr-Mn* [Effect of deformation martensite on the properties of Fe-Cr-Mn steels]. *Izvestiia Vysshikh Uchebnykh Zavedenii. Chernaia Metallurgiya – Izvestiya. Ferrous Metallurgy*, 1988, no.2, pp. 78-84. (Rus.)
19. Garcia-Mateo C., Caballero F.G., Sourmail T., Elvira R. Tensile behaviour of a nanocrystalline bainitic steel containing 3wt% silicon. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, vol. 549, pp. 185-192.

Рецензент: В.А. Маслов
д-р техн. наук, проф., ГВУЗ «ПГТУ»

Статья поступила 05.08.2017

УДК 621.791.92.042

© Білик О.Г.¹, Єфременко Б.В.²

СТРУКТУРНІ МАКРОАНОМАЛІЇ ПОКРИТТЯ, НАПЛАВЛЕНОГО ПОРОШКОВОЮ СТРІЧКОЮ ПЛ АН-111

У статті описані особливості мікроструктури зносостійкого сплаву 500X40H40C2PЦ, отриманого електродуговим наплавленням з використанням порошкової стрічки ПЛ АН-111 (наплавка в два шари з 50%-м перекриттям валиків). Крім первинних і евтектичних карбідів M_7C_3 , аустеніту і графіту в мікроструктурі були виявлені великі аномальні зони (LAF) у вигляді округлих «білих» плям без карбідів діаметром 120-300 мкм, які не піддаються травленню. LAF залягають головним чином в зоні сплаву валиків і мають мікротвердість в межах 370-416 HV. За даними ЕРМА-аналізу, LAF збагачені залізом і збіднені хромом і нікелем відносно номінального складу сплаву 500X40H40C2PЦ. Формування LAF пояснюється ефектом концентраційного переохолодження, що призводить до кристалізації локальних ділянок при знижених температурах із утворенням бескарбідного аустеніту.
Ключові слова: наплавлення, порошкова стрічка, мікроструктура, аномальні зони, карбіди, аустеніт.

Белик А.Г., Ефременко Б.В. Структурные макроаномалии покрытия, наплавленного порошковой лентой ПЛ АН-111. В статье описаны особенности микроструктуры износостойкого сплава 500X40H40C2PЦ, полученного электродуговой наплавкой с использованием порошковой ленты ПЛ АН-111 (наплавка в два слоя с 50%-м перекрытием валиков). Помимо первичных и эвтектических карбидов M_7C_3 , аустенита и графита в микроструктуре были обнаружены крупные слаботравящиеся аномальные зоны (LAF) в виде округлых «белых» пятен без карбидов диаметром 120-300 мкм. LAF залегают главным образом в зоне сплавления валиков и имеют микротвердость в пределах 370-416 HV. По данным ЕРМА-анализа, LAF обогащены железом и обеднены по хрому и никелю относительно номинального состава сплава 500X40H40C2PЦ. Формирование LAF объясняется эффектом концентрационного переохлаждения, что приводит к кристаллизации локальных областей при пониженных температурах с образованием бескарбидного аустенита.
Ключевые слова: наплавка, порошковая лента, микроструктура, аномальные зоны, карбиды, аустенит.

¹ канд. техн. наук, доцент, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь

² аспірант, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», м. Маріуполь, bodyaefr@gmail.com

O.G. Belik, B.V. Efremenko. Structural anomalous zones in the coating arc-deposited by powder tape ПЛ АН-111. The article describes the microstructure features of wear-resistant 500Cr40Ni40Si2Zr alloy, which was obtained by electric arc surfacing with the use of ПЛ АН-111 powder strip. The coating was arc-weld deposited in two layers deposited with 50% bead overlapping. The methods of investigation include optical and electron scanning microscopy, energy-dispersive spectroscopy, microhardness measurements. It is shown that coating microstructure changes from the «substrate/coating» boundary towards the overlay top. Apart from primary and eutectic carbides M_7C_3 with hexagonal lattice, austenite (FCC lattice) and graphite some large anomalous features (LAF) were found in the microstructure. LAFs are big roundish carbide-free «white» spots of 120-300 μm in diameter which do not corrode under etching. LAFs lie mostly within the fusion interlayer zone. LAF zone microhardness was measured as 350-455 HV. According to the data of EPMA analyses, the average contents of chromium, nickel and iron in LAF zone are 20,37%, 21,79% and 49,24% respectively. The formation of large anomalous features can be explained by the heterogeneity of the thickness of the steel shell of the tape, which could cause the enrichment of melt with iron in the places of tape thickening. In contact with thick tape the melt was «frozen», which resulted in its crystallization by metastable mechanism to form a supersaturated solid solution without carbides.

Keywords: weld deposition, powder tape, microstructure, anomalous features, carbides, austenite.

Постановка проблеми і аналіз останніх досліджень і публікацій. Порошкова стрічка ПЛ АН-111 являє собою матеріал для наплавлення сплаву на основі хрому та нікелю, призначеного для використання в умовах інтенсивного абразивного (газоабразивного) та ерозійного зношування при підвищених температурах. ПЛ АН-111 застосовується для зміцнення деталей доменного устаткування, а саме для наплавлення контактних та проміжних поясів конусів та чаш, а також контактних поверхонь тарелей і сідел клапанів засипних апаратів доменних печей, бункера і т.і. [1-3]. Працездатності наплавленого шару в жорстких умовах, характерних для експлуатації доменної печі, сприяє високий вміст легуючих елементів, які забезпечують поєднання абразивної (ерозійної) зносостійкості, теплостійкості та стійкості до високотемпературної корозії [4, 5].

При наплавленні порошковою стрічкою ПЛ АН-111 на поверхні формується сплав 500X40N40C2PЦ. Його особливістю є високий вміст хрому та нікелю (номінально – 40% кожного), що в поєднанні з підвищеною концентрацією вуглецю (5%) призводить до формування гетерофазної аустенітно-карбідної структури, яка має високу абразивну зносостійкість в поєднанні з підвищеною стійкістю до високотемпературної корозії. Наявність великої концентрації хрому забезпечує отримання зносостійких карбідів M_7C_3 [6], необхідних для досягнення високої зносостійкості покриття. Незважаючи на опубліковані роботи стосовно технологічних особливостей застосування ПЛ АН-111, особливості розподілу мікроструктури за перетином наплавленого шару, отриманого двошаровим наплавленням порошковою стрічкою з перекриттям валиків, залишаються недостатньо вивченими.

Відомо, що у високохромовій наплавці можливо формування аномальних за розмірами мікроструктурних елементів, які позначають різними термінами («Rice Crispies» [7], «Large Anomalous Features» (LAF) [8]). Так, в статті [8] описуються LAF у вигляді великих білих включень із чіткими границями, які, за висновками авторів, є нерозчинними частками вуглецевого ферохрому та мають кристалічну структуру, аналогічну карбиду M_7C_3 . Із збільшенням тепловкладення при наплавленні об'ємна доля LAF у структурі знижується. Данні про випадки формування LAF в сплаві 500X40N40C2PЦ наразі відсутні. У зв'язку із викладеним становило інтерес дослідження подібних мікроструктурних аномалій в наплавленому шарі, сформованому з використанням порошкової стрічки ПЛ-АН-111.

Мета роботи – дослідження мікроструктури наплавленого шару, який отримано при механізованому електродуговому наплавленні порошковою стрічкою ПЛ-АН-111, та визначення можливих причин утворення аномальних мікроструктурних елементів в наплавленому металі.

Виклад основного матеріалу. Матеріали та методика досліджень. Матеріалом досліджень є Cr-Ni-C сплав, який отримано наплавленням на сталь 09Г2С механізованим електродуговим способом порошковою стрічкою ПЛ-АН-111. При наплавленні формується сплав

500X40N40C2РЦ номінального хімічного складу (мас. %): 5 С, 40 Сr, 40 Ni, 2 Si, 1 Mn, 0,5 Zr, Fe – залишок. Наплавлення металу виконували при параметрах режиму: струм – 650-750 А; напруга на дузі – 30-34 В; швидкість наплавлення – 32 м/год. Наплавлення здійснювали в два шари із 50%-м перекриттям валиків.

Після охолодження на спокійному повітрі із наплавленого металу було вирізано абразивних кругом зразок для проведення досліджень. Зразок шліфували і полірували за стандартною методикою, після чого його піддавали хімічному травленню при кімнатній температурі 4%-м розчином азотної кислоти. Мікроструктуру і фазовий хімічний склад досліджували із застосуванням оптичного мікроскопу «Nikon Eclipse M 200» та сканувального електронного мікроскопу JSM-6510 LV (JEOL). Розподіл елементів досліджували методом енерго-дисперсійного аналізу за допомогою детектору X-Act (Oxford Instruments) в локальному (EPMA – Electron Probe Micro-Analysis), планарному (Mapping) і лінійному (LineScan) режимах. Значення вмісту елементів, представлені нижче, знаходили за результатами EPMA-аналізу як середнє 4-5 вимірів в межах аналізованої області. Мікротвердість структурних складових заміряли за допомогою твердоміру FM-300 (Future-Tech) при навантаженні 50 г із усередненням значень 5-7 вимірів.

Результати досліджень та їх обговорення. Поперечний переріз наплавленого металу показано на рис. 1, а мікроструктура – на рис. 2. Із рисунку 1 видно, що наплавлений шар за перетином складається з декількох зон, сформованих в результаті декількох проходів у різних шарах. Верхній шар 3 вирізняється своєю грубокристалічною будовою із стовпчастими дендритами, орієнтованими перпендикулярно до поверхні наплавлення.

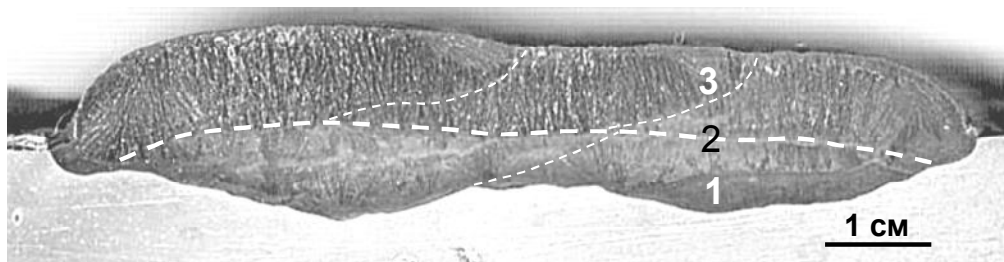


Рис. 1 – Переріз наплавленого шару та зони аналізу мікроструктури

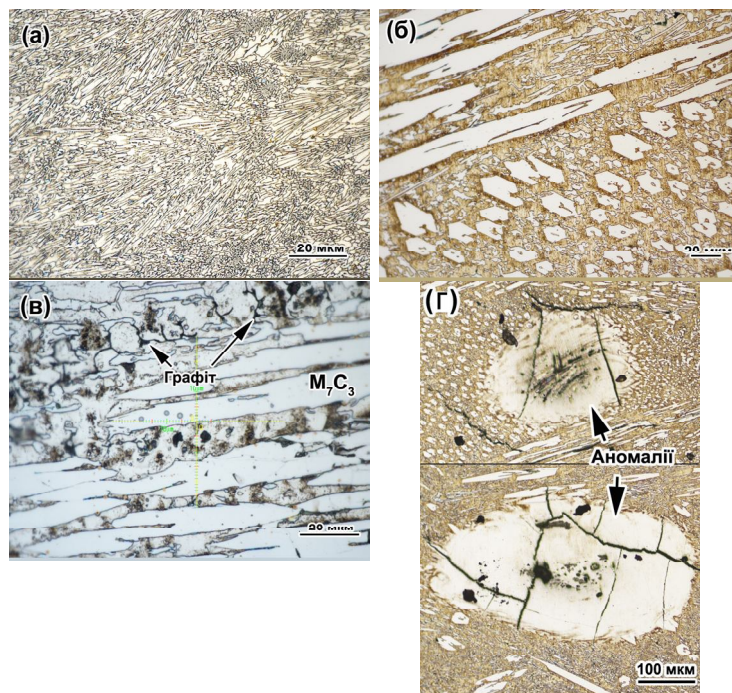


Рис. 2 – Мікроструктура за перетином наплавленого шару в зонах: 1 (а), 2 (б), 3 (в), LAF ділянки (г)

В нижній частині (зона 1) наплавлений шар має евтектичну структуру, що складається із аустенітно-карбідної евтектики (А+М₇С₃) (рис. 2, а). Ближче до зони сплавлення шарів структура трансформується в заевтектичну із наявністю евтектики та первинних карбідів М₇С₃ (рис. 2, б). Карбіди М₇С₃ мають орторомбічну (Pnma або oP40) кристалеву ґратку та кристалізуються у вигляді довгих стрижнів із гексагональною формою за перетином [9]. В зоні 2 первинні карбіди мають більш великі розміри, в проміжках між ними поряд із евтектичними карбідами присутні включення пластинчастого графіту (рис. 2, в).

В зоні сплавлення шарів спостерігаються ділянки мікроструктурних аномалій у вигляді великих «білих» плям округлої форми розмірами 120-300 мкм, в межах яких карбіди (первинні або евтектичні) або інші елементи мікроструктури не виявляються (рис. 2, г). На відміну від аустенітно-карбідної суміші зони LAF не витравлюються, залишаючись світлими на тлі більш темної аустенітно-карбідної структури. Чітка границя між зонами LAF та оточуючим металом відсутня. В межах LAF виявляються мікропори та рихлоти (які більш інтенсивно розтравлюються). Крім того, в LAF спостерігаються тріщини, які виходять за межі аномалій.

Заміри мікротвердості показали, що LAF мають значно нижчу твердість (370-416 HV) у порівнянні із аустенітно-карбідною структурою (рис. 3). Рівень мікротвердості в межах LAF відповідає твердості аустеніту.

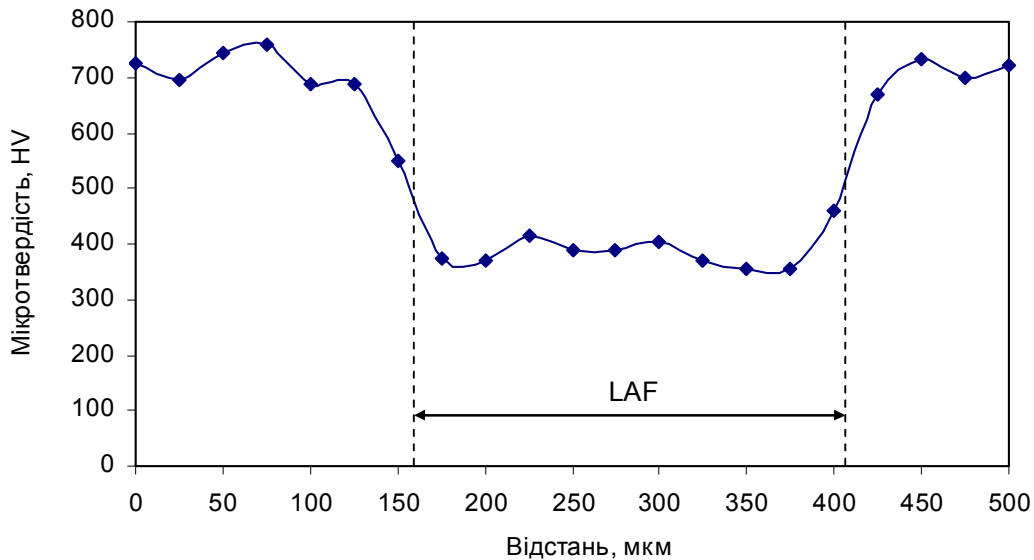


Рис. 3 – Розподіл мікротвердості по перетину аномальної ділянки

EDS/Mapping-аналіз однієї із аномалій (рис. 4) показав досить однорідний розподіл в ній заліза, хрому і нікелю. Виняток становить дефектна зона чорноти, позначена на рис. 4, а овалом; в ній концентрація вказаних елементів знижена, натомість зафіксовано високу концентрацію кремнію (рис. 4, є), присутність якого пояснюється забрудненням, що залишилось в порах внаслідок виготовлення мікрошліфу. Вміст хрому в «плямі» аномалії є вищим, а нікелю і заліза – нижчим у порівнянні із металевою матрицею навколишніх аустенітно-карбідних ділянок (рис. 4, г). Ці данні підтверджуються EDS/Line-скануванням через «пляму»; з рисунку 5 видно, що вміст марганцю в аномалії також є вищим, ніж в матриці оточуючих ділянок.

Згідно із результатами локального мікроаналізу, в точках 1, 2, 3, 4, 8, розташованих у контурі плями в місцях, вільних від чорноти (рис. 5), середній вміст хрому, нікелю і заліза становить 20,37%, 21,79% і 49,24%, відповідно. Порівнюючи із даними для хімічного складу металевої матриці в аустенітно-карбідних ділянках (таблиця), можна констатувати суттєве збагачення «плями» хромом (~2,5 рази) при збідненні за нікелем (на ~4%) та залізом (на ~8%). В точках 5, 6, 7, які лежать в межах дефектної (чорної) зони плями, різко підвищено вміст кремнію та зменшено вміст інших елементів. В точках 10, 11, 12, що лежать за межами аномалії, значно підвищено концентрацію хрому, та знижено – нікелю; це пов'язано з тим, що ці точки було вибрано близько до первинних карбідів М₇С₃, збагачених хромом.

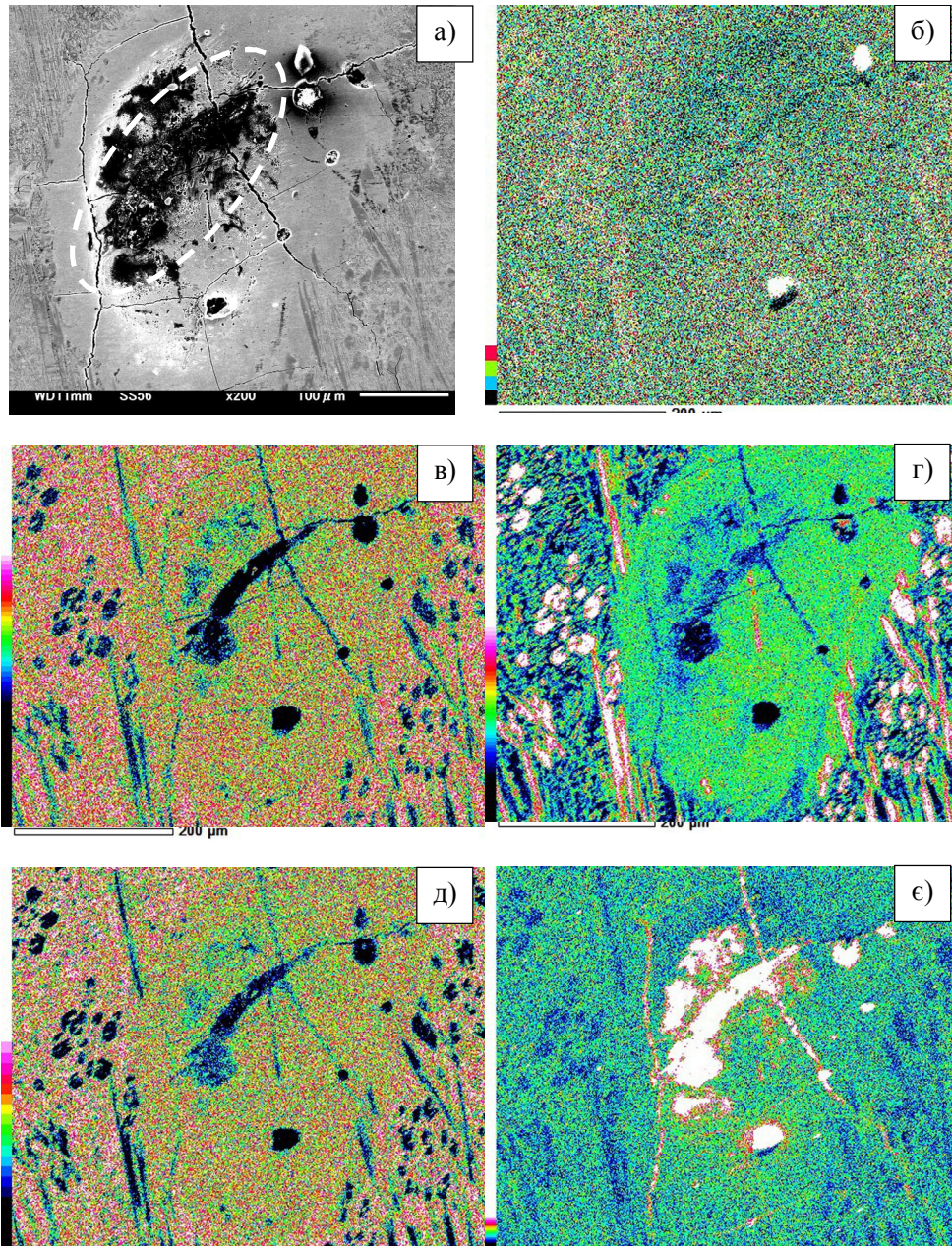


Рис. 4 – Міжфазний розподіл елементів в сплаві 500X40N40C2PC в межах макро-аномалії: СЕМ-зображення (а), С (б), Fe (в), Cr (г), Ni (д), Si (е)

Якщо прийняти середній хімічний склад аномальної зони (контур) за результатами ЕРМА-аналізу як 20% Cr – 22% Ni – 49% Fe – 6% С, то стає очевидним, що він відрізняється від номінального складу сплаву 500X40N40C2PC суттєво заниженим вмістом хрому і нікелю. Натомість аномальна зона збагачена залізом. З урахуванням цього, формування ділянок LAF можна пояснити явищем кристалізаційного переохолодження внаслідок нерівномірності розподілу хімічних елементів в рідині. В процесі наплавлення концентрація заліза в окремих ділянках рідини виявилась підвищеною у зв'язку із відсутністю умов для вирівнювання хімічного складу в об'ємі розплаву (недостатнє перемішування, висока швидкість кристалізації). Залізо могло потрапити у збільшеній кількості як із порошкового наповнювача стрічки, так і безпосередньо із сталеві основи за рахунок ефекту «розбавлення». Внаслідок зміни термодинамічних параметрів збагачені залізом ділянки розплаву залишались в рідкому (переохоложеному) стані до температур нижче температури утворення первинних карбідів та температури евтектичної реакції. Можна припустити, що кристалізація аномальних ділянок відбулась при такій низькій те-

мпературі, коли безпосереднє формування карбідів M_7C_3 із рідини стало неможливим у зв'язку із низькою дифузійною рухливістю атомів хрому. Це призвело до кристалізації ділянок LAF за метастабільним механізмом із утворенням пересиченого хімічними елементами аустеніту без карбідів. Внаслідок цього хром повністю залишився в матриці аномальної ділянки і забезпечив їй високу корозійну стійкість при травленні.

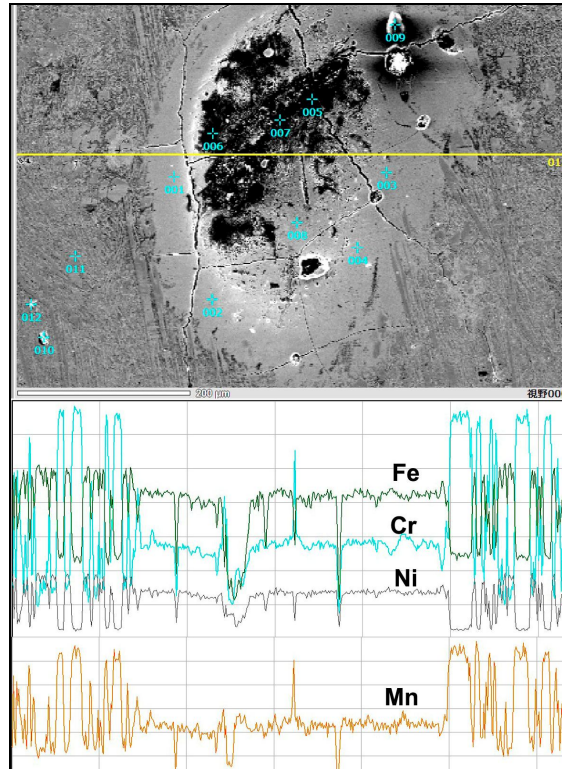


Рис. 5 – Розподіл елементів вздовж лінії сканування через ділянку аномалії

Таблиця

Локальний хімічний склад сплаву 500X40H40C2PЦ в районі аномалії (середні значення)

Вміст, мас. %							
C	Si	Cr	Ni	Fe	Mn	Co	Mo
Точки 1, 2, 3, 4, 8 (контур аномалії)							
6,03	1,6	20,37	21,79	49,24	0,34	0,53	0,10
Точки 5, 6, 7 (дефектна зона)							
3,58	12,44	17,41	19,6	45,67	0,55	0,38	0,38
Точки 10, 11, 12 (за межами аномалії, близько до карбідів M_7C_3)							
7,25	0,76	35,69	13,08	41,83	0,87	0,45	0,08
Точки в межах металевої матриці поза аномалією							
5,69	1,55	8,76	25,90	57,17	0,29	0,49	0,15

Як впливає із рис. 2, г, формування LAF супроводжувалось утворенням тріщин. В деяких аномальних ділянках ці тріщини візуально мають ознаки кристалізаційних, тобто характеризуються значною довжиною і розкриттям (нижнє фото на рис. 2, г), що вказує на їх утворення у твердо-рідкому стані. В інших LAF (верхнє фото на рис. 2, г) тріщини мають ознаки тріщин напруги (менші довжина і розкриття, розташування не тільки в LAF, але й в оточуючих ділянках структури), які виникли вже по завершенню кристалізації. Причиною утворення тріщин напруг є різниця у величині питомого об'єму та коефіцієнту термічного розширення різних фазово-структурних складових. Відомо, що високолегований аустеніт має значно менший питомий об'єм у порівнянні із карбідом хрому ($0,1266 \text{ см}^3/\text{г}$ (сталь 1X18H9) і $0,1499 \text{ см}^3/\text{г}$ (Cr_3C_2), відповідно [10]). Таким чином, двофазна структура, що складається із суміші аустеніту і карбідів, також має

більший питомий об'єм порівняно із однофазною (аустенітною) структурою LAF. Внаслідок цього при охолодженні після завершення кристалізації в LAF виникають напруги розтягнення, які призводять до утворення тріщин. Посиленню напруг розтягнення сприяє більш висока теплова усадка аустеніту (коефіцієнт термічного розширення $\alpha_A = 18,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) у порівнянні із карбідами ($\alpha_K = 11,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [10].

Відсутність зміцнювальної карбідної фази та наявність тріщин роблять аномальні ділянки місцями потенційного прогресування зношування, які можуть призвести до локалізації зношування із пришвидшеним виходом деталі із експлуатації.

Напрямок подальших досліджень у даній області може бути вивчення взаємозв'язку мікроструктури та трибологічних властивостей наплавленого металу.

Висновки

1. Дослідженням розподілу мікроструктури за висотою двошарового покриття сплаву 500X40N40C2PЦ, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-111, в зоні сплавлення шарів зафіксовано наявність структурних макроаномалій у вигляді білих округлих «плям» із нечіткими границями розмірами 120-300 мкм.

2. Встановлено, що аномальні ділянки мають аустенітну структуру без карбідів. Вони збагачені залізом та суттєво (в два рази) збіднені хромом і нікелем відносно номінального складу сплаву 500X40N40C2PЦ. Для аномальних ділянок характерно наявність кристалізаційних тріщин та тріщин напруг.

Список використаних джерел:

1. Чигарев В.В. Порошковые ленты для наплавки / В.В. Чигарев, А.Г. Белик // Сварочное производство. – 2011. – № 8. – С. 38-44.
2. Chigarev V.V. Flux-cored strips for surfacing / V.V. Chigarev, A.G. Belik // *Welding International*. – 2012. – Vol. 26. – Pp. 975-979.
3. Жудра А.П. Наплавочные порошковые ленты / А.П. Жудра, А.П. Ворончук // Автоматическая сварка. – 2012. – № 1. – С. 39-44.
4. Воробьев В.В. Сплавы и материалы для наплавки контактных поверхностей уравнильных клапанов / В.В. Воробьев, В.Л. Малинов // Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии: тематический сборник научных трудов. – Краматорск : ДГМА, 2010. – № 2 (19). – С. 64-68.
5. Малинов В.Л. Новые порошковые ленты для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и газоабразивного воздействия / В.Л. Малинов, В.В. Чигарев, В.В. Воробьев // Захист металургійних машин від поломок : Зб. наук. пр. / ДВНЗ «ПДТУ». – Маріуполь, 2012. – Вип. 14. – С. 252-258.
6. Лившиц Л.С. Основы легирования наплавленного металла / Л.С. Лившиц, Н.А. Гринберг, Э.Г. Куркумели. – М. : Машиностроение, 1969. – 260 с.
7. Borle S. Microstructural characterization of chromium carbide overlays and a study of alternative welding processes for industrial wear applications. Thesis for Master of Science / S. Borle. – University of Alberta, 2014. – 159 p.
8. Barnes N. Large anomalous features in the microstructure of chromium carbide weld overlays / N. Barnes, S. Borle, P.F. Mendez // *Science and Technology of Welding and Joining*. – 2017. – Vol. 22. – Issue 7. – Pp. 595-600.
9. Fang C.M. Structural, electronic, and magnetic properties of iron carbide Fe_7C_3 phases from first-principles theory / C.M. Fang, M.A. van Huis, H.W. Zandbergen // *Phys. Rev. B*. – 2009. – Issue 80 (22). – Pp. 1-9.
10. Pierson H.O. Handbook of Refractory Carbides and Nitrides. Properties, Characteristics, Processing and Applications / H.O. Pierson. – Noyes Publications, 1996. – 362 p.

References:

1. Chigarev V.V., Belik A.G. Poroshkovyie lentyi dlya naplavki [Powder strips for hardfacing]. *Svarochnoe proizvodstvo*, 2011, no.8, pp. 38-44. (Rus.)
2. Chigarev V.V., Belik A.G. Flux-cored strips for surfacing, *Welding International*, 2012, vol. 26, pp. 975-979.

3. Zhudra A.P. Naplavochnye poroshkovye provoloki [Powder strips for hardfacing]. *Avtomatischeckaya svarka – Automatic Welding*, 2012, no.1, pp. 39-44. (Rus.)
4. Vorobliov V.V., Malinov V.L. Splavy I materially dlia naplavki kontaktnyh poverhnostei uravnitel'nyh klapanov [Alloys and materials for hardfacing contact surfaces of valves]. *Vestnik Donbasskoi gosudarstvennoi mashinostroitel'noi akademii – Herald of the Donbass State Engineering Academy*, 2010, no.2(19), pp. 64-68.
5. Malinov V.L., Chigarev V.V., Vorobev V.V. Novyie poroshkovyie lentyi dlya naplavki detaley, rabotayuschih v usloviyah abrazivnogo i gazoabrazivnogo vozdeystviya [New powder strips for hardfacing of parts working under conditions of abrasive and gas-abrasive wear]. *Zaschita metallurgicheskikh mashin ot polomok – Protection of metallurgical machines from breakdowns*, 2012, no.14, pp. 252-258. (Rus.)
6. Livshitz L.S., Grinberg N.A., Kurkumelli E.G. *Osnovy legirovaniya naplavlennogo metalla* [The basement of alloying of weld deposited metal]. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1969. 260 p. (Rus.)
7. Borle S. Microstructural characterization of chromium carbide overlays and a study of alternative welding processes for industrial wear applications. Thesis for Master of Science, University of Alberta, 2014. 159 p.
8. Barnes N., Borle S., Mendez P.F. Large anomalous features in the microstructure of chromium carbide weld overlays, *Science and Technology of Welding and Joining*, 2017, vol. 22, iss. 7, pp. 595-600.
9. Fang C.M., van Huis M.A., Zandbergen H.W. Structural, electronic, and magnetic properties of iron carbide Fe₇C₃ phases from first-principles theory. *Phys. Rev. B*, 2009, iss. 80(22), pp. 1-9.
10. Pierson H.O. Handbook of Refractory Carbides and Nitrides. Properties, Characteristics, Processing and Applications. Noyes Publ., 1996. 362 p.

Рецензент: В.М. Матвієнко
д-р техн. наук, проф., ДВНЗ «ПДТУ»

Стаття надійшла 25.10.2017

УДК 669.018.292

© Рябікіна М.А.¹, Ставровська В.Є.², Ксеніта М.А.³

ЗАВИСИМОСТИ «СОСТАВ-СВОЙСТВО» ДЛЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ S355J2

Выполнена статистическая обработка массива данных приемо-сдаточных испытаний листовой стали S355J2 после нормализующей прокатки. Построены зависимости «состав-свойство». Приводятся результаты влияния ванадия и ниобия на прочностные свойства и энергию удара конструкционной листовой стали S355J2.

Ключевые слова: микрولةгирование, нормализующая прокатка, упрочнение.

Рябікіна М.А., Ставровська В.Є., Ксеніта М.А. Залежності «склад-властивість» для низьколегованої сталі S355J2. Виконана статистична обробка масиву даних приймально-здавальних випробувань листової сталі S355J2 після нормалізуючої прокатки. Побудовано залежності «склад-властивість». Наводяться результати впливу ванадію і ніобію на властивості міцності і енергію удару конструкційної листової сталі S355J2.

Ключові слова: мікрولةгування, нормалізуючи прокатка, зміцнювання.

¹ канд. техн. наук, доцент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, maruqa.ryabikina@gmail.com

² инженер 1-ой категории прокатного отдела технологического управления ПАО «МК «Азовсталь», vera.stavrovskaya@azovstal.com.ua

³ студент, ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, [kse-
nia.brokker@gmail.com](mailto:kse-
nia.brokker@gmail.com)