

Структурно-фазові характеристики та механічні властивості TWIP-сталі Fe-24Mn-11Al-1,4C

Ворон М. М., кандидат технічних наук, заступник завідувача відділу,
mi hail.voron@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0804-9496>

Семенко А. Ю., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
semenko.au@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-0448-1636>

Тимошенко А. М., кандидат технічних наук, старший науковий співробітник,
Marschal@i.ua, ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4038-1744>

Шемет В. Ж.*, кандидат хімічних наук, старший викладач,
volodymyrshemet@gmail.com, ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-9616-491X>

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

* Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», Київ

TWIP-сталі відносяться до ряду сучасних інноваційних конструкційних матеріалів, які поєднують в собі високий рівень механічних характеристик та низьку густину, що наближає їх питому міцність до рівня титанових сплавів. Такі сталі зазвичай не містять дефіцитних компонентів та є придатними для широкого промислового виробництва. До найбільш високоміцних належать сплави, які містять від 20 до 30 % мас. марганцю, близько 10 % мас. алюмінію та 1 % мас. вуглецю. Такий хімічний склад наближує їх до трифазної області, в якій одночасно можуть існувати аустеніт, ферит і κ -карбіди. Завдяки цьому можливо змінювати механічні характеристики таких сплавів в широкому діапазоні лише термічною обробкою, хоча на практиці кращі результати показує комбінація деформаційної та термічної обробки.

В роботі представлено дослідження зміни структурно-фазових характеристик і механічних властивостей сплаву Fe-24Mn-11Al-1,4C електрошлакової виплавки у вихідному стані, після деформації та відпалу і після деформації з подальшим гартуванням та старінням. Також проведено фрактографічний аналіз місць руйнування досліджуваних зразків. Показано, що вихідний зразок, одержаний електрошлаковим переплавом має найвищу пластичність та найнижчу міцність, що пояснюється найбільшою легованістю аустеніту і корелює з найвищою мікротвердістю. Деформований та відпалений зразок характеризується явно вираженою дрібнозернистою структурою в якій по межах зерен відбувається виділення карбідів. Такий зразок проявляє міцність більше 1,1 ГПа та найнижчу пластичність 4,26 %. Деформований зразок після гартування і старіння має схожу структуру, проте карбідні виділення є значно дрібнішими, а легованість аустеніту є вищою за попередній. Такий зразок проявляє найвищу міцність більше 1,2 ГПа та пластичність 8,6 %.

Ключові слова: TWIP-сталі, лиття, деформаційна та термічна обробка, структурно-фазові характеристики, фрактографія, механічні властивості.

Високоміцні сталі системи Fe-Mn-Al-C з підвищеним вмістом марганцю та алюмінію розглядаються як перспективні матеріали для багатьох сфер застосування завдяки їх високому рівню механічних властивостей і зниженій густині. Вони демонструють унікальне поєднання міцності, пластичності та корозійної стійкості в широкому інтервалі температур [1]. На основі системи Fe-Mn-Al-C можна виготовляти сталі TRIP, TWIP і TRIPLEX залежно від хімічного складу та режимів термічної обробки [2-4].

Більшість TWIP-сталей мають здатність до зміни механічних характеристик в широкому діапазоні через вплив деформації та термічної обробки навіть в межах одного хімічного складу. Особливий інтерес в цьому плані представляють сталі, які можуть мати в рівноважному стані три фазові складові – аустеніт, ферит та к-карбіди. При переході таких сплавів у однофазну аустенітну область можливо проводити найбільш ефективне гартування з подальшим старінням. При цьому одночасно досягається високий ступінь легування аустеніту і утворення великої кількості дрібнодисперсних зміцнюючих к-карбідів. Аустеніт при цьому є переважаючою фазою [5].

Одним з принципів створення таких TWIP-сталей є наявність у складі не надто високого вмісту марганцю, підвищеного вмісту алюмінію та вуглецю. Висока міцність досягається за рахунок реалізації всіх механізмів зміцнення: твердорозчинного, дисперсійного та структурного, у тому числі внаслідок фазових перетворень під навантаженням. Для цих сплавів важливим залишається питання оптимізації складу, а також підбору деформаційної та термічної обробки [6, 7].

Для дослідження залежностей між вихідним та термообробленим станами, структурно-фазовими характеристиками та механічними властивостями, було обрано сталь Fe-24Mn-11Al-1,4C, яка згідно хімічного складу може бути трифазною. Задля забезпечення високої якості такого матеріалу, зменшення дефектності та зниження вмісту неметалевих включень, вихідний зразок було одержано методом електрошлакового переплаву.

Одержаний циліндричний злиток діаметром 36 мм і висотою 70 мм розрізали на чотири сектори. Один з них досліджували у вихідному стані, а два інших піддавали деформаційній обробці, яка включала нагрівання зразків до 1100 °C, витримку 5 хвилини і деформацію до зниження температури до рівня близько 900 °C. Ступінь деформації зразків був близько 50 % і досягався за 2 підходи деформаційної обробки. Далі деформовані зразки нагрівались до 1100 °C, після чого один зразок залишали в печі для проходження відпалу, а інший піддавали гартуванню у воду та подальшому старінню при 450 °C протягом 4 годин.

З одержаних зразків за стандартними методиками було виготовлено мікрошліфи та зразки «тип VII» для випробувань на розтяг згідно ДСТУ ISO 6892-1:2019 (ISO 6892-1:2016). На першому етапі досліджували будову зламів у поєднанні зі структурно-фазовими характеристиками. Відповідні дані показано на рисунках 1 і 2.

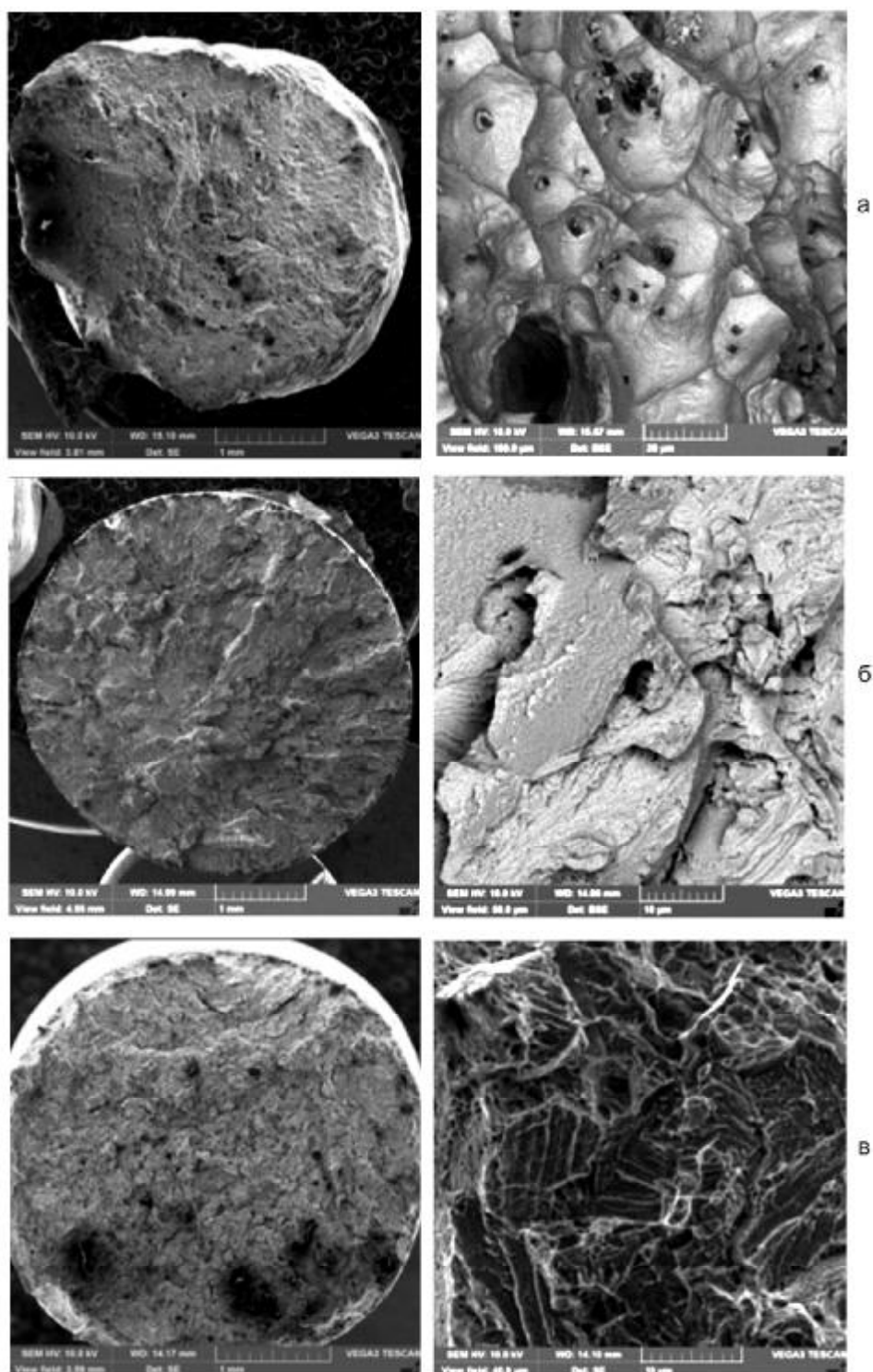


Рис 1. Будова зломів: а – ЕШП, б – деформований + відпал, в – деформований + гартування + старіння.

Fig. 1. Samples fractography: а – ESM, б – deformed + annealed, в – deformed + hardening + aging.

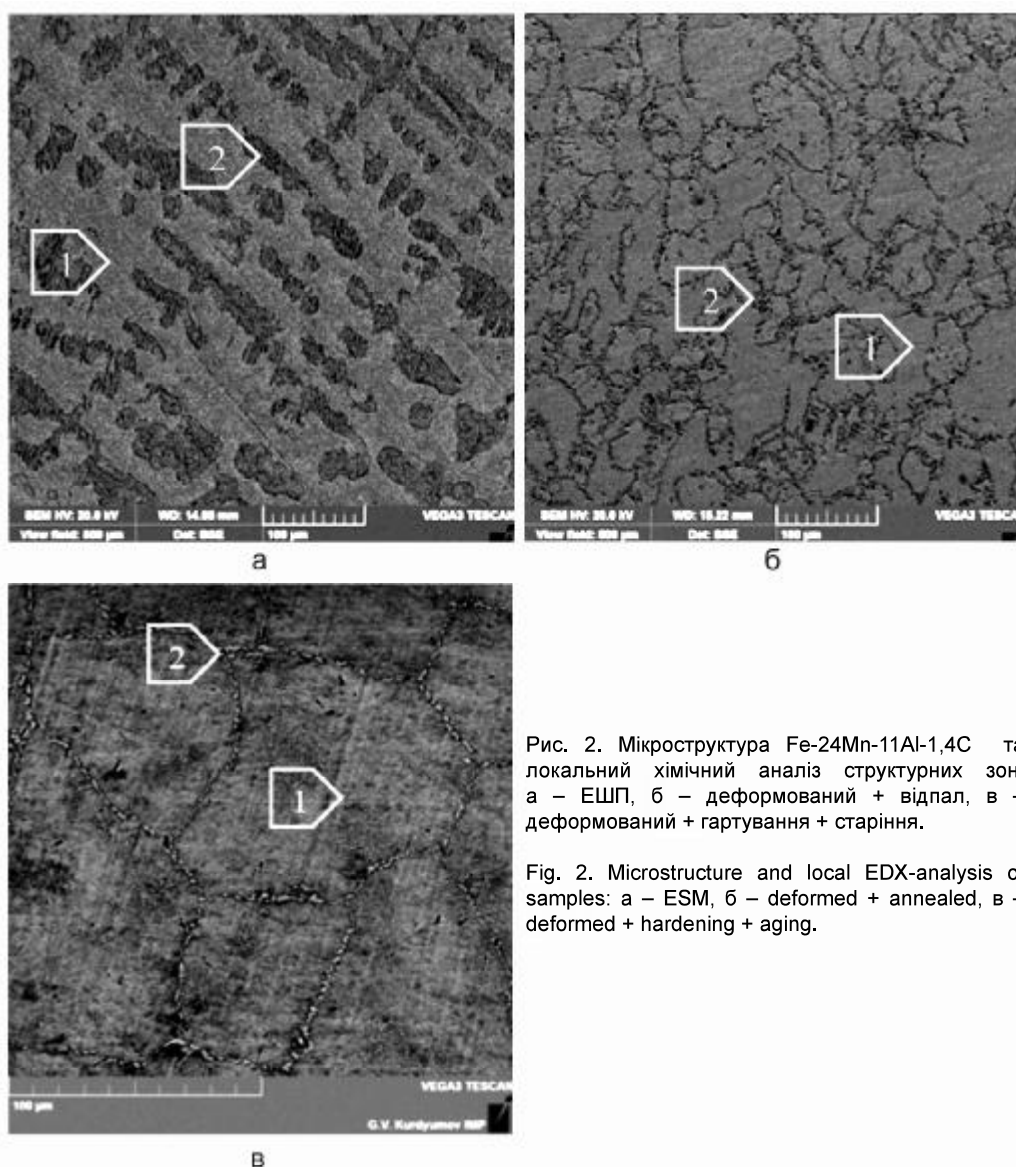


Рис. 2. Мікроструктура Fe-24Mn-11Al-1.4C та локальний хімічний аналіз структурних зон: а – ЕШП, б – деформований + відпал, в – деформований + гартування + старіння.

Fig. 2. Microstructure and local EDX-analysis of samples: а – ESM, б – deformed + annealed, в – deformed + hardening + aging.

Вихідний зразок, одержаний електрошлаковим переплавом, характеризується в'язким типом зламу. На поверхні руйнування можна чітко побачити к-карбіди розміром близько 1-2 мкм. Це підтверджується даними рисунку 3, який показує розподіл компонентів сталі на досліджуваній поверхні. к-карбідам відповідають формула $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$ та хімічний склад 43,9Fe-27,3Mn-20,3Al-8.5C (% ат). Таким чином, виділена область алюмінію та вуглецю в центрі включення вказує на те, що ця, та схожі на неї часточки на поверхні зламу, є саме карбідними включеннями, характерними для даного типу сталей.

Відповідно до зображень мікроструктури та локального хімічного складу структурних складових, наведених в таблиці 1, можна відмітити

Структура та фізико-механічні властивості

чітке розділення фериту і аустеніту. При цьому, ступінь легуваності аустеніту є достатньо високою. Зазначимо, що вміст вуглецю неможливо точно визначити застосованим EDX-методом, проте його можна використати для якісної оцінки більшої або меншої його кількості у визначених точках чи областях. Таким чином, вказані в таблиці дані показують, що феритні ділянки зразку є джерелом формування к-карбідів.

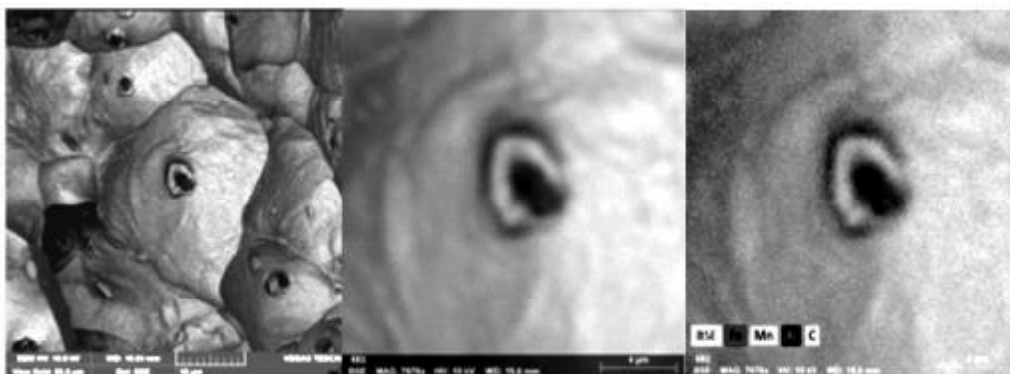


Рис. 3. Енергодисперсійна рентгенівська спектроскопія карбідних включень на поверхні зламу зразка.

Fig. 3. EDX-mapping of carbide inclusions on a breaking surface of a sample.

Таблиця 1

Локальний хімічний склад (% мас.) виділених на рисунку 2 структурних зон

Table 1

Local chemical composition (wt. %) of marked structure elements on pic. 2

Склад	Зразок					
	ЕШП		деформація + відпал		деформація + відпал + старіння	
	1	2	1	2	1	2
Mn	27	20,1	24,14	25	23,54	23,51
Al	9,56	10,6	10	10,44	10,14	10,38
C	3,75	6,9	3,23	5,41	2,9	3,6

Зразок після деформації та відпалу має ознаки крихкого руйнування, а на поверхні зламу майже не видно зон існування к-карбідів. З аналізу структури та хімічного складу окремих ділянок видно суттєве подрібнення зерна та існування на межах аустенітних зерен структурної складової іншого типу, яка при цьому не є феритом відповідно до хімічного складу. Якісна оцінка вмісту вуглецю показує, що саме на межах зерен найбільш імовірно відбувається утворення карбідної фази, що є логічним через найшвидше протікання дифузійних процесів по межах зерен.

Деформований зразок після гартування та старіння мав після випробувань ознаки в'язкого руйнування. На поверхні зламу при цьому, спостерігається наявність значної кількості слідів к-карбідів менших розмірів

(0,5-1 мкм), ніж у вихідному необробленому стані. Мікроструктура зразку та локальний хімічний склад структурних складових мають схожі ознаки з попереднім зразком. Різниця полягає в значно більш тонкій оторочці меж зерен з ділянками утворення к-карбідів. Також можна помітити мінімальну різницю в хімічному складі виділених ділянок.

Якщо співставити одержані дані з механічними властивостями зразків (таблиця 2), то можна побачити наступні закономірності:

- Найвищу легованість аустеніту має вихідний зразок. Це видно як з даних локального хімічного складу, так і з даних мікротвердості. В сукупності з крупнозернистою литою структурою вказані фактори обумовлюють найвищу пластичність та найнижчу міцність. Крупні видимі к-карбіди, судячи з фрактографії, не є джерелом виникнення руйнування, а навпаки відносяться до його кінцевих етапів, що вказує на зміцнюючі функції.

- Зразок після деформації та відпалу проявляє значно вищі показники міцності, проте дуже низьку пластичність. В першу чергу це пов'язано з несприятливим станом границь зерен, на яких відбуваються інтенсивні дифузійні процеси з утворенням карбідів. Легованість матриці в цьому разі не має суттєвого значення, адже руйнування відбувається по крихким та менш міцним межах зерен.

- Деформований зразок після гартування та старіння характеризується найвищою міцністю та задовільними показниками пластичності. Це обумовлено достатньо високою легованістю аустеніту, на що вказує локальний EDX-аналіз та мікротвердість, а також більш однорідна структура з відсутністю на межах зерен крупних зон формування карбідів, як в попередньому випадку.

Таблиця 2
Механічні властивості зразків

Table 2
Mechanical properties of samples

Зразок	Механічні властивості				
	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	H_V матриці (аустеніту)
ЕШП	404,1	615	22,6	24,5	411,8
Деформація + відпал	1028,2	1112	4,26	4,1	367
Деформація + гартування + старіння	1222	1258	8,61	38,7	394

Проведені дослідження підтверджують можливість варіювання в широкому діапазоні рівня механічних властивостей TWIP-сталей одного хімічного складу за допомогою термічної обробки, якщо вони існують в області близькій до одночасного існування трьох фаз – аустеніту, фериту

і к-карбідів. Показано, що визначальну роль у формуванні механічних характеристик відіграє структура сплавів, а саме – будова границь зерен та розподіл зон утворення к-карбідів.

Література

1. Moor E. D., Gibbs P. J., Speer J. G., Matlock D. Strategies for third-generation advanced high-strength steel development // *Iron and Steel Technology*. – 2010. – No. 11. – P. 133-144.
2. Kim H., Suh D. W., Kim N. J. Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties // *Sci. Technol. Adv. Mater.* – 2008. – Vol. 14 (1). – P. 5-11. <https://doi.org/10.1088/1468-6996/14/1/014205>
3. De Cooman B. C., Kwon O., Chin K. G. State-of-the-knowledge on TWIP steel // *Mater. Sci. Technol.* – 2012. – Vol. 28(5). – P. 513-527. <https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000095>
4. Zuazo I. et al. Low-density steels: Complex metallurgy for automotive applications // *JOM*. – 2014. – Vol. 66 (9). – P. 1747-1758. <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1137-2>
5. Frommeyer G., Bruex U. Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX steels // *Steel Research International*. – 2006. – Vol. 77. – No. 9. – P. 627--633. <https://doi.org/10.1002/srin.200606440>
6. Kimura Y., Handa K., Hayashi K., Mishima Y. Microstructure control and ductility improvement of the two-phase γ -Fe/ κ -(Fe, Mn)₃AlC alloys in the Fe-Mn-Al-C quaternary system // *Intermetallics*. – 2004. – Vol. 12. – No. 6. – P. 607-617. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.03.010>
7. Tian X., Tian R., Wei X., Zhang Y. Effect of Al content on work hardening in austenitic Fe-Mn-Al-C alloys // *Canadian Metallurgical Quarterly*. – 2004. – Vol. 43. – No. 2. – P. 183–192. <https://doi.org/10.1016/10.1007/s10853-008-2919-0>

References

1. Moor E. D., Gibbs P. J., Speer J. G., Matlock D., *Iron and Steel Technology*, 2010, No. 11, pp. 133-144. [in English].
2. Kim H., Suh D. W., Kim N. J., *Sci. Technol. Adv. Mater.*, 2008, Vol. 14 (1), pp. 5-11. [in English]. <https://doi.org/10.1088/1468-6996/14/1/014205>
3. De Cooman B. C., Kwon O., Chin K. G., *Mater. Sci. Technol.*, 2012, Vol. 28(5), pp. 513-527. [in English]. <https://doi.org/10.1179/1743284711Y.0000000095>
4. Zuazo I. et al. Low-density steels: Complex metallurgy for automotive applications // *JOM*, 2014, Vol. 66 (9), pp. 1747-1758. [in English]. <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1137-2>
5. Frommeyer G., Bruex U., *Steel Research International*, 2006, Vol. 77, No. 9. pp. 627-633. [in English]. <https://doi.org/10.1002/srin.200606440>
6. Kimura Y., Handa K., Hayashi K., Mishima Y., *Intermetallics*. 2004, Vol. 12. No. 6. pp. 607-617. [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2004.03.010>
7. Tian X., Tian R., Wei X., Zhang Y., *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2004, Vol. 43. No. 2. pp. 183–192. [In English]. <https://doi.org/10.1016/10.1007/s10853-008-2919-0>

Одержано 06.11.23

M. M. Voron, A. Yu. Semenko, A. M. Tymoshenko, V. Zh. Shemet

**Structural-phase characteristics and mechanical properties of TWIP steel
Fe-24Mn-11Al-1,4C**

Summary

TWIP steels belong to a number of modern innovative structural materials that combine a high level of mechanical characteristics and low density, which brings their specific strength closer to the level of titanium alloys. Such steels usually do not contain deficient components and they are suitable for wide commercial industrial production. The most high-strength alloys include around 20-30 % Mn (wt.), around 10 % (wt.) Al and 1 % (wt.) C. Such chemical composition brings them closer to the three-phase region, in which austenite, ferrite and κ -carbides can simultaneously exist. According to this, it is possible to change mechanical characteristics of such alloys in a wide range only by heat treatment. Although in practice the best results are shown by a combination of deformation and heat treatment.

The Manuscript presents a study* of changes in the structural and phase characteristics and mechanical properties of the Fe-24Mn-11Al-1,4C alloy, prepared by electroslag melting, in its initial state, after deformation and annealing, and after deformation with subsequent hardening and aging. A fractographic analysis of the studied samples destruction places was also carried out. It is shown that the original sample obtained by electroslag remelting has the highest plasticity and the lowest strength, which is explained by combination of largest alloying of austenite and as-cast microstructure. The deformed and annealed sample is characterized by a pronounced fine-grained structure in which carbides are separated along the grain boundaries. Such a sample exhibits a strength greater than 1.1 GPa and the lowest ductility of 4.26 %. The deformed sample after quenching and aging has a similar structure, but the carbide inclusions are much finer, and the alloying rate of austenite is higher than the previous one. Such a sample shows the highest strength of more than 1.2 GPa and plasticity of 8.6 %.

Keywords: TWIP-steels, casting, deformation and heat treatment, structural and phase characteristics, fractography, mechanical properties.

*Фінансування роботи. Робота виконувалась у Національному технічному університеті України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». Дослідження проведено в рамках Проєкту 2020.02/0283 «Нові високопластичні надміцні сталі Fe-Mn-Al-C: вплив технологічних параметрів на формування їх структури та фізико-хімічні властивості» за рахунок грантової підтримки Національного фонду досліджень України.