

ДОСЛІДЖЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ АУСТЕНІТНОЇ СТАЛІ У ВИХІДНОМУ СТАНІ

Сергій Божко

ORCID: <https://orcid.org/0009-0006-0736-4968>

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна

Анатолій Санін

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5614-3882>

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна

Юрій Ткачов

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-1556-2463>

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна

Віктор Хуторний

ORCID: <https://orcid.org/0009-0000-6013-5167>

Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара, Дніпро, Україна

Вступ

Сьогодення висуває перед дослідниками нові виклики та завдання щодо вдосконалення існуючих матеріалів і технологій. Додаткові ускладнення, обумовлені війною, вимагають швидкого прийняття рішень, максимально повного використання існуючих можливостей, пошуку та застосування додаткового ресурсу для забезпечення стабільно високого рівня механічних властивостей матеріалів.

МЕТА ТА ЗАДАЧІ

Високомарганцева сталь є дуже перспективною для застосування в ракетно-космічній та оборонній галузях, завдяки малій питомій вазі, стабільній аустенітній структурі у широкому діапазоні температур та здатності зміцнюватися при механічній деформації [1]. Але широке застосування таких сталей обмежене нестабільністю механічних властивостей у вихідному стані й дуже поганою оброблюваністю. Тому в роботі поставлені та вирішені такі задачі:

- установити причини окрихчування сталі та визначити закономірності формування специфічної смугастої структури.
- розробити рекомендації спрямовані на покращення надійності конструкцій і виробів.
- розробити заходи щодо покращання оброблюваності різанням.

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ

Дослідження мікроструктури сталі проводили на травлених шліфах за допомогою світлової оптичної мікроскопії (СОМ) та на зламах зразків після випробувань на ударну в'язкість за допомогою растрової електронної мікроскопії (РЕМ) у вторинних електронах. Для виявлення дрібних складових мікроструктури були розроблені спеціальні методики приготування та травлення шліфів.

РЕЗУЛЬТАТИ

Розроблена наприкінці минулого століття аустенітна складнолегована сталь 9Г28Ю9МВБ характеризується високим комплексом механічних та експлуатаційних властивостей, але широкому її використанню перешкоджає значна анізотропія, яка формується внаслідок розвитку ліквідаційної хімічної неоднорідності та її наслідуванні при подальшій термомеханічній обробці (рис. 1). Значення коефіцієнта анізотропії у прутках різного сортаменту досягає значень від 1,5 для прутка перетином 105 x 105 мм до 3,9 одиниць для прутка діаметром 120 мм. Коефіцієнт анізотропії розраховували за формулою

$$\eta = 1/3 \left(\frac{\delta_{\text{вздовж}}}{\delta_{\text{поперек}}} + \frac{\psi_{\text{вздовж}}}{\psi_{\text{поперек}}} + \frac{a_{\text{нвздовж}}}{a_{\text{нпоперек}}} \right) \quad (1)$$

де δ і ψ – відповідно відносні подовження і звуження, %; $a_{\text{н}}$ – ударна в'язкість, МДж/м².

Дослідження за допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу дозволили встановити, що різні смуги мають різний вміст легуючих елементів. Хімічний склад, зазвичай, можна вирівняти за допомогою високотемпературного відпалу [2]. Тому були виконані дослідження впливу температури відпалу на однорідність аустенітної сталі, які дозволили розробити режим термічної обробки аустенітної сталі 9Г28Ю9МВБ, який складається з нагрівання до 1250°C, витримки протягом 2 год за цієї температури й наступного охолодження у воді з метою фіксації однорідного пересиченого твердого розчину. Після такої термообробки смугаста мікрохімічна неоднорідність значно зменшується, коефіцієнт анізотропії не перевищує 1,1 одиницю для всіх видів сортаменту сталі (рис. 2).

Також широкому використанню легованої аустенітної сталі 9Г28Ю9МВБ перешкоджає значна нестабільність механічних властивостей у вихідному стані. Значення ударної в'язкості гарячекатаних прутків коливаються в межах від 0,5 до 5,5 МДж/м². Тому в роботі розглянуті причини такої нестабільності, процеси, які ініціюють її

виникнення та способи підвищення стабільності механічних властивостей, що дозволять максимально повно використати потенційні можливості такої сталі.

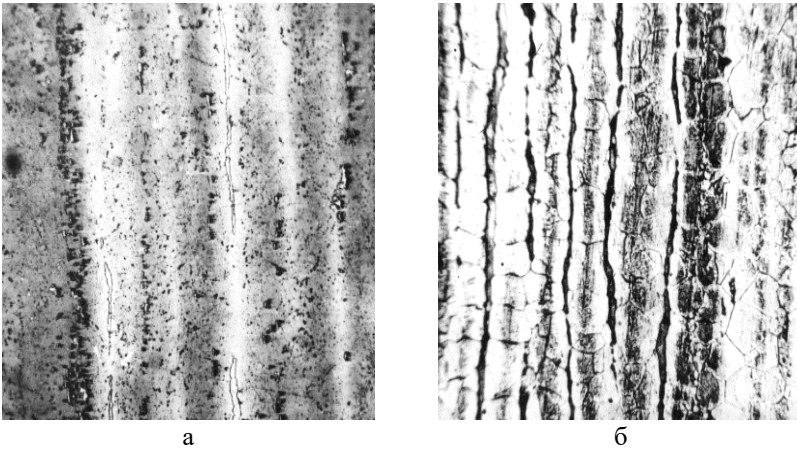


Рисунок 1 – Смугаста мікрохімічна неоднорідність аустенітної сталі у вихідному стані. а, б – СОР, х 300

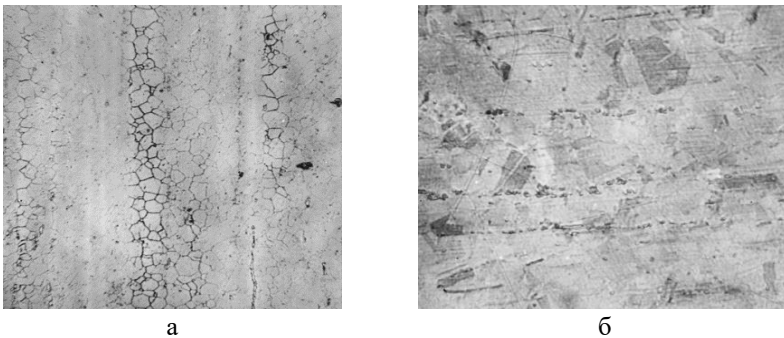


Рисунок 2 – Структура сталі після термічної обробки. а, б -СОР, х 300

Аустенітна складнолегована сталь 9Г28Ю9МВБ характеризується високим вмістом легуючих елементів і фактично є сильно пересиченим твердим розчином. Сумарний вміст легуючих елементів перевищує 40%. Тому, проаналізувавши технологію виготовлення напівфабрикатів цієї сталі, ми зробили припущення, що в процесі заготівлі сталі вона перебуває за підвищеної температури достатньо довго, щоб відбувся розпад пересиченого твердого розчину. При цьому

відбувається виділення частинок другої фази [2], в основному по границях зерен. Поверхня зламів зразків після випробувань на ударну в'язкість має виражений крихкий нафталіноподібний вигляд (рис. 3).

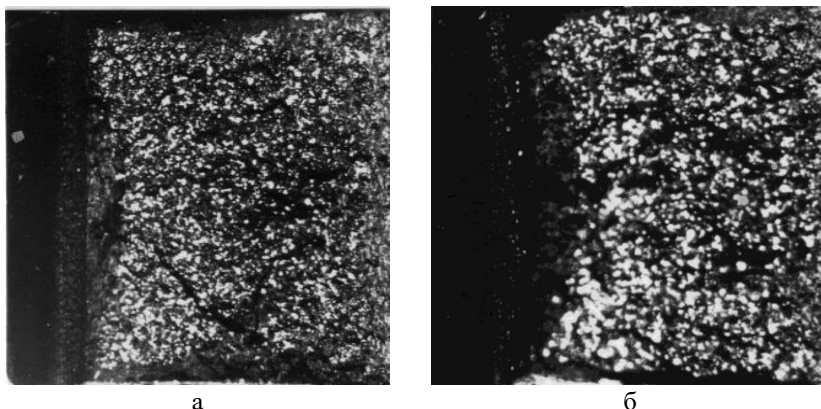


Рисунок 3 – Крихкий злам аустенітної сталі у вихідному стані. а, б – СОМ, х 5

Це припущення підтверджено дослідженнями впливу швидкості охолодження на властивості сталі (табл. 1). З метою дослідження особливостей процесів, які відбуваються протягом виготовлення напівфабрикатів сталі, вивчали вплив швидкості охолодження від температур гарячої деформації на структуру і властивості сталі. Для цього зразки нагрівали до 1250°C, витримували за цієї температури протягом 1 години і потім охолоджували до кімнатної температури з різними швидкостями – у воді, у маслі, на повітрі та разом із піччю. Швидкості охолодження становили відповідно 60, 4, 0,6 та 0,33 °/с. Результати, наведені у табл. 1, свідчать про те, що зниження швидкості охолодження на два порядки від 60 °/с до 0,6 °/с майже не впливає на показник ударної в'язкості, проте за менших швидкостей охолодження відбувається різке окрихчування сталі – ударна в'язкість зменшується майже в 4 рази.

Таблиця 1 – Залежність ударної в'язкості від швидкості охолодження

Вохол., °/с.	60	4	0,6	0,33
a_n , МДж/м ²	2,04	2,01	2,01	0,58

Дослідження за допомогою скануючого, або растрового електронного мікроскопа (РЕМ), дозволили встановити, що руйнування металу відбувається в основному по границях зерен (рис. 4, а, б) і

субзерен (рис. 4, в), послаблених виділеннями другої фази (рис. 5).

Дослідження мікроструктури показали, що в разі зменшення швидкості охолодження в сталі відбувається збільшення інтенсивності процесів виділення частинок другої фази на границях зерен. За високих швидкостей охолодження ця фаза дрібнодисперсна у вигляді тонких виділень по границям зерен (рис. 5, а). Зі зменшенням швидкості охолодження частки фази збільшуються (рис. 5, б) та за мінімальної швидкості охолодження вони мають крупний грубий вигляд і розташовані щільним ланцюжком на границях зерен (рис. 5, в). Це й призводить до сильного окрихчування сталі.

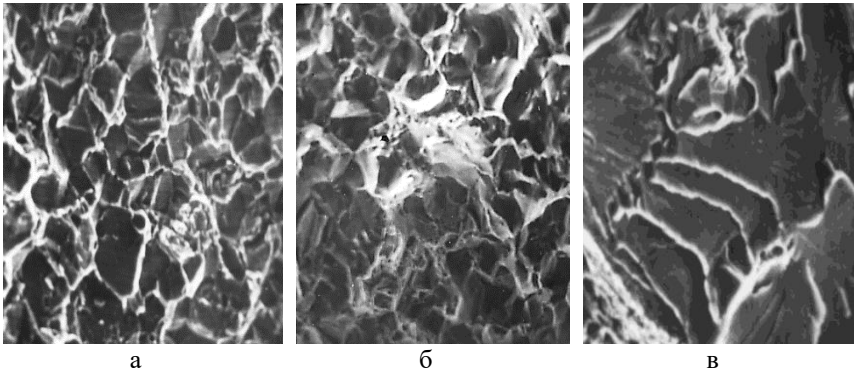


Рисунок 4 – Фрактограми зламу аустенітної сталі. РЕМ, а, б - х500, в - х 1200

Із метою детальнішого дослідження процесів окрихчування проведений наступний експеримент. Партію зразків сталі з одного і того ж прутка вносили у піч, нагріту до 1250°C , і витримували за цієї температури протягом 1 години для забезпечення вирівнювання структури різних зразків. Потім зразки охолоджували разом із піччю зі швидкістю $0,17^{\circ}\text{C/s}$. За цих умов зниження температури на кожні 50°C частину зразків (по 3 на точку) виймали з печі й загартовували у воді. Таким чином фіксували структурно-фазові перетворення залежно від температури кінця уповільненого охолодження. Вимірювали твердість, ударну в'язкість і вивчали мікроструктуру, одержаних таким чином зразків сталі. Графіки залежності твердості і ударної в'язкості наведені на рис. 6.

Ударна в'язкість зразків, уповільнено охолоджених до 1050°C практично залишається на одному рівні. Зі зниженням температури кінця уповільненого охолодження до 950°C значення ударної в'язкості стрімко знижувались від $1,96 \text{ МДж/м}^2$ до $1,2 \text{ МДж/м}^2$. При подальшому зменшенні температури кінця уповільненого охолодження

швидкість зниження в'язкості зменшується. Зміни твердості зразків сталі мають прямо протилежний характер – вона практично не зростає до 950°C; різко зростає з 13 до 28 HRC при охолодженні до 950 – 650°C. Подальше зниження температури кінця уповільненого охолодження зумовлює менш інтенсивне зміцнення – твердість зростає лише на 2 HRC. Дослідження поверхонь зламів ударних зразків показали, що характер руйнування змінюється від в'язкого, ямкового, який відбувається шляхом злиття мікропор (рис. 7, а), до крихкого, коли тріщина проходить по поверхні зерен (рис. 7, б). Поверхні зерен декоровані виділеннями часток другої фази.

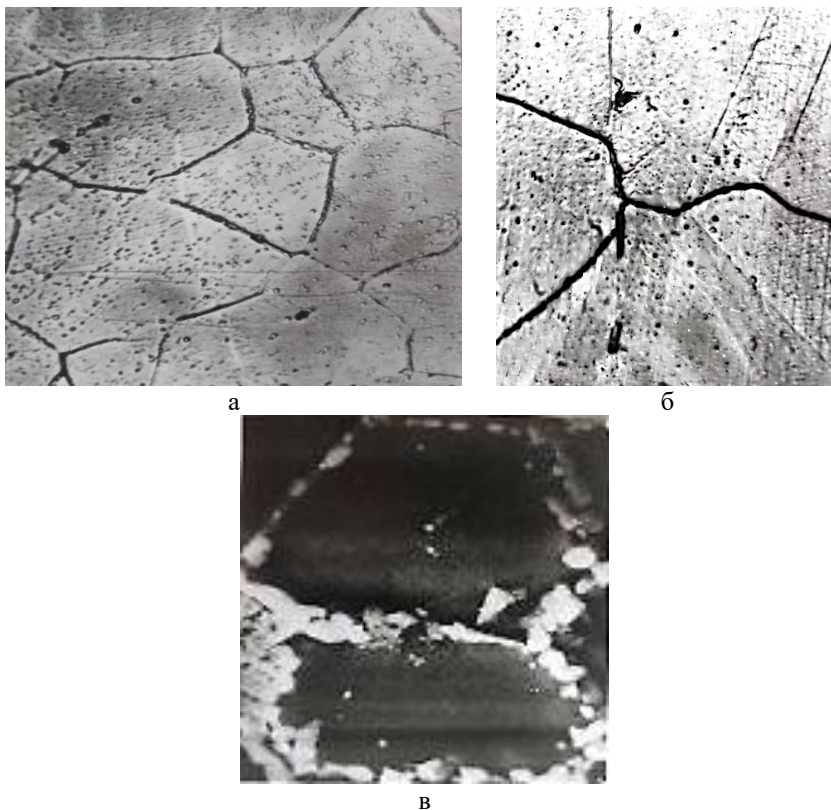


Рисунок 5 – Локальні виділення часток другої фази. а – СЕМ, x1000, б – РЕМ, x1300, в – x2500

За допомогою спеціального селективного травлення нам вдалося виявити частки грубих виділень другої фази сіро-блакитного кольору

по границях зерен зразків, уповільнено охолоджених до температури 550 – 650 °С (рис. 4 в), що й призводить до різкого окрихчування аустенітної сталі.

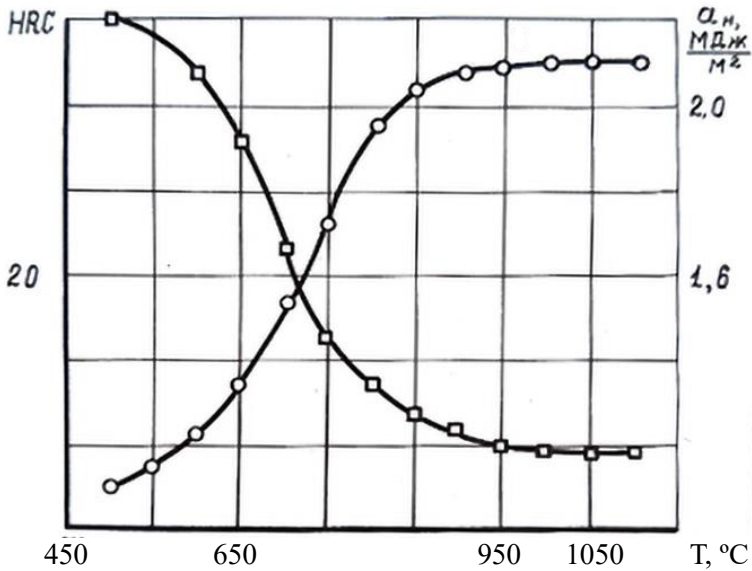
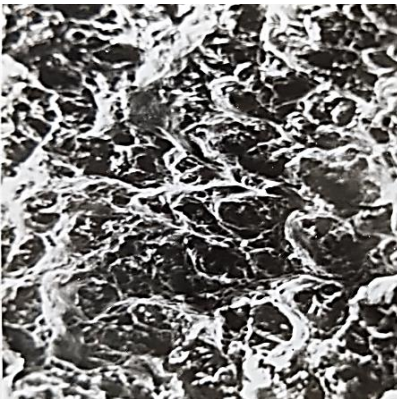


Рисунок 6 – Залежність твердості і ударної в'язкості від кінця температури уповільненого охолодження



а



б

Рисунок 7 – Фрактограми зламів зразків, уповільнено охолоджених до: а – 950 °С, б – 650 °С, х 2000

Таким чином, ми з'ясували механізм теплового окрихчування сталі 9Г28Ю9МВБ. При уповільненому охолодженні від температур гарячої деформації зі швидкостями порядку 0,03 %/с у сталі відбувається виділення великої кількості часток грубої фази сіро-блакитного кольору, які розташовані на границях зерен, що й обумовлює різке зниження ударної в'язкості. Згідно літературних даних [2, 3], в інтервалі температур 500 – 800 °С відбувається розпад твердого розчину з виділенням часток зміцнювальної К-фази, склад якої можна представити як, $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Al}, \text{C}_x$.

Результати цього дослідження стали передумовою для розробки режимів термічної обробки заготовок сталі з метою покращання їх оброблюваності різанням. Оброблюваність сталі можна значно покращити, якщо суттєво знизити рівень її механічних властивостей. З приведених залежностей (рис. 6) видно, що одночасно низький рівень значень твердості та ударної в'язкості знаходиться в інтервалі температур 650 – 950 °С. Тому для дослідження впливу параметрів термічної обробки на оброблюваність дослідили вплив ізотермічної витримки при 600, 650 і 700 °С протягом 20, 25, 30 і 35 годин на оброблюваність різанням, за спеціально розробленою методикою [4]. Результати випробувань на оброблюваність термооброблених зразків наведені у табл. 2.

Таблиця 2 – Вплив режимів термообробки на оброблюваність

№ п/п	Режим термообробки		Оброблюваність	Механічні властивості	
	T, °C	τ , год.		HRC	МДж/м ²
1	Вихідний стан		20	27	0,56
2	Загартований стан		17	16	2,20
3	550	15	18	36	1,20
4	650	35	32	16	0,33
5	700	25	42	14	0,35
6	700	35	43	12	0,32
7	750	35	30	14	0,90

Наведені результати випробувань свідчать про те, що оброблюваність вихідної сталі ненабагато краща ніж загартованої. Можливо, що під час уповільненого охолодження від температур гарячої деформації розпад твердого розчину відбувається спочатку при температурах 950 – 850 °С, що обумовлює певною мірою зменшення на цьому етапі значень твердості та ударної в'язкості. Проте під час подальшого охолодження за температур 650 – 600 °С відбувається значне зміцнення,

при цьому температурний градієнт за понижених температур менший, ніж за високих, то, звісно ж, термін перебування при 650 – 600 °С буде більшим, ніж при 950 – 850 °С, тому, хоч ударна в'язкість знижується, разом із тим підвищується твердість. Оброблюваність у цьому випадку практично не покращується. Це положення підтверджується також тим фактом, що оброблюваність різанням зразків, зістарених на максимальну твердість, майже така ж сама, як і загартованих, хоч ударна в'язкість перших значно менша. Невеликі значення твердості при порівняно високому рівні в'язкості, наприклад характерні для загартованого металу, також не забезпечують покращання оброблюваності різанням.

Помітне покращання оброблюваності відбувається при одночасному зниженні твердості та ударної в'язкості, про що свідчать результати, наведені в табл. 2 і на графіках (рис. 6). Одночасне зниження твердості та ударної в'язкості в інтервалі температур 750 – 950 °С забезпечує значне покращання оброблюваності різанням. При чому, чим інтенсивніше протікають процеси розміцнення і перестарювання, тим краща оброблюваність. Найменші значення механічних властивостей досягаються в процесі старіння при 700 °С, покращання оброблюваності в цьому разі максимальне порівняно зі старінням при інших температурах. Так, наприклад, зі збільшенням температури ізотермічної витримки при 650 °С до 35 годин оброблюваність покращується майже в 1,7 разу, а за той же час при 700 °С – в 2,4 разу. При збільшенні температури витримки до 950 °С за 35 годин оброблюваність сталі підвищується тільки в 1,6 разу, що обумовлено менш інтенсивним розпадом пересиченого твердого розчину. Збільшення витримки до 40 годин, з нашої точки зору, не виправдано, бо не приводить до значного покращання оброблюваності, а тільки подовжує технологічний цикл обробки сталі.

Таким чином встановлено, що в результаті розвитку процесів розпаду пересиченого твердого розчину в інтервалі від 650 до 950 °С відбувається значне покращання оброблюваності різанням сталі 9Г28Ю9МВБ. Найбільш інтенсивне окрихчування сталі відбувається при 700 °С, що забезпечує максимальне покращання оброблюваності при цій температурі за 25 – 35 годин.

ВИСНОВКИ

1. Встановлені причини та з'ясований механізм утворення смугастої мікрохімічної неоднорідності аустенітної сталі 9Г28Ю9МВБ.
2. Досліджений процес теплового окрихчування сталі. Встановлено, що причиною різкого зниження ударної в'язкості є розпад

пересиченого твердого розчину з виділенням складного карбїду Fe,₃(Mn)₂Al₂C_x, переважно по границях зерен.

3. Встановлений ефект теплового окрихчування застосований для покращання оброблюваності сталі різанням. У результаті ізотермічної витримки при 700 °C протягом 35 годин оброблюваність покращується більш ніж у 2 рази.

4. Результати можуть бути ефективно використані у виробництві нової техніки.

ПОСИЛАННЯ

1. Seede, R., Whitt, A., Ye, J., Gibbons, S., Flater, P., Gaskey, B., ... & Karaman, I. (2023). A lightweight Fe–Mn–Al–C austenitic steel with ultra-high strength and ductility fabricated via laser powder bed fusion. *Materials Science and Engineering: A*, 874, 145007. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145007>

2. Божко, С., & Ткачов, Ю. (2023). Дослідження процесів розпаду пересиченого твердого розчину аустенітної сталі. *Challenges and Issues of Modern Science*, 1, 192-196. <https://cims.fti.dp.ua/j/article/view/36>

3. Bozhko, S., & Sanin, A. (2024). Investigation of Phase Transformations of austenitic steel by the method of mathematical planning of the experiment in the process of aging. *Journal of Rocket-Space Technology*, 32(4), 58-70. <https://doi.org/10.15421/452329>

4. Воробьев, Г., & Божко, С. (1982). Исследование влияния режимов термической обработки на обрабатываемость резанием стали 9Г28Ю9МВБ. *ВИНИТИ*. (Деп. рукопись №4343-82, 19 с.)

5. Bozhko, S. A., Sanin, A. F., Tkachov, Y. V., & Khutoryni, V. V. (2023). Analysis of solid solution decomposition in high-alloy austenitic steel. *System design and analysis of aerospace technique characteristics*, 33(2), 39-47. <https://doi.org/10.15421/472310>