

Б.В. Єфременко¹, Ю.Г. Чабак^{2,1}, О.В. Цветкова¹, І.М. Олійник¹, В.Г. Єфременко^{2,1},
А.В. Джеренова¹

Вплив температури відпалу на характеристики ударного руйнування сталі 316L, виготовленої методом селективного лазерного плавлення, за кімнатної та криогенної температур

¹Приазовський державний технічний університет, Дніпро, Україна, vgefremenko@gmail.com

²Інститут матеріалознавства Словацької Академії наук, Кошице, Словаччина

Досліджено вплив відпалу на характеристики руйнування нержавіючої сталі 316L, виготовленої селективним лазерним плавленням (SLM), при Шарпі випробуваннях за кімнатної та криогенної (-196°C) температур. Зразки розміром $5 \times 10 \times 55$ мм були надруковані вздовж Z-напрямку та відпалені впродовж 5 год при 900°C , 1050°C та 1200°C з гартуванням у воді. Ударні випробування за Шарпі (V-надріз) проводили з реєстрацією кривих «сила-переміщення». Мікроструктуру аналізували методами оптичної та електронної мікроскопії, мікродифракції (EBSD) та енергодисперсійного аналізу. Ударна в'язкість (KCV) SLM-316L сталі становила приблизно третину від катаного аналога через комірчасту структуру та дефекти, характерні для SLM процесу. Відпал при 900°C усунув комірчасту будову, що незначно підвищило в'язкість; подальше зростання температури до 1200°C знизило в'язкість в 1,5 рази через виділення силікатів $(\text{MnCrSiAl})\text{O}_3$. При -196°C загальна поглинена енергія удару знизилася відносно 25°C у 1.7-2.2 рази. За температури 25°C енергія розповсюдження ($KV_{\text{розп}}$) тріщини переважала енергію її зародження для усіх режимів обробки. При -196°C частка $KV_{\text{розп}}$ у відпалених зразках зменшилась, що пов'язано з деформаційним мартенситним перетворенням $\gamma \rightarrow \alpha'$ при ударі. Комірчаста структура друкованої сталі сприяла збереженню високої частки $KV_{\text{розп}}$ за низької температури. Співвідношення $KCV_{\text{LNT}}/KCV_{\text{RT}}$ (0,46-0,59) вказує на відсутність різкого порогу хладноломкості, що підтверджує придатність SLM-виготовленої 316L сталі для криогенних застосувань.

Ключові слова: 316L, селективне лазерне плавлення, відпал, ударна в'язкість, поглинена енергія, мікроструктура.

Подано до редакції 13.08.2025; прийнято до друку 25.11.2025.

Вступ

Завдяки унікальному поєднанню механічних властивостей, високої корозійної стійкості, біосумісності та гіпоалергенності нержавіюча аустенітна сталь 316L (ASTM A240) входить групи металевих матеріалів біомедичного призначення: її широко використовують для виготовлення ортопедичних та серцево-судинних імплантів, хірургічного та стоматологічного інструменту, медичних витратних матеріалів, тощо [1]. Сталь 316L виробляють за стандартною металургійною технологією, на завершальній стадії якої сталевий

прокат піддають відпалу при 1050 - 1150°C («solution annealing» [2]) для розчинення в аустеніті вторинних фаз (карбідів, σ -фази, δ -фериту), що погіршують властивості сталі.

В останні десятиліття широкий розвиток отримали адитивні технології (АТ) виробництва на основі використання порошкових матеріалів [3, 4], які дозволяють суттєво скоротити цикл виготовлення деталей складної форми при зменшенні матеріальних та енергетичних витрат. Серед АТ найбільшу популярність набули методи 3D-друку, зокрема метод селективного лазерного плавлення (Selective Laser Melting, SLM) [5-7]. Сталь 316L входить до переліку

сплавів, які використовуються в SLM процесі, а тому вона становить підвищений інтерес для досліджень [8, 9]. SLM-виготовлена сталь 316L суттєво відрізняється від катаного аналога за структурою та властивостями: завдяки специфічній чарунковій мікробудові вона має підвищену міцність, але знижені пластичність та ударну в'язкість [10]. Для досягнення більш збалансованого комплексу механічних властивостей намагаються піддавати SLM-316L сталь високотемпературній термічній обробці, аналогічно катаному аналогу [11-13]. В більшості робіт [14-16] автори аналізують вплив режиму «solution annealing» на механічні властивості, що визначаються випробуваннями на розтяг. При цьому значно менша увага приділяється ударній в'язкості SLM-316L сталі, особливо в криогенному діапазоні температур, який традиційно є областю використання аустенітних сталей. Ці питання розглядаються в нечисленних роботах [17-20]. Так, Wang та інші [17] проаналізували ударну в'язкість SLM-316L сталі в залежності від кристалографічної орієнтації надрукованих зразків та прийшли до висновку, що напрямок $\langle 110 \rangle$ забезпечує максимальну поглинену енергію удару як при кімнатній температурі, так і температурі рідкого азоту. В роботі Li та інших [18] стверджується, що механізм деформації сталі 316L контролюється температурою випробувань, при цьому в діапазоні від 297 K до 15 K в сталі відбуваються деформаційні мартенситні перетворення $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ та $\gamma \rightarrow \alpha'$, обсяг яких зростає до 13 % при 15 K. Lou та інші [21] пов'язують знижену ударну в'язкість SLM-316L сталі після обробки при 1066 °C з формуванням збагачених на Si та Mn оксидних включень. В наведених роботах ударна в'язкість 3D-друкованої сталі вивчалась без додаткової термічної обробки, або використовувалась лише один режим «solution annealing». Крім того, не аналізувався вплив мікроструктури на енергетичні показники процесу руйнування сталі в залежності від температури випробувань. З урахуванням вищенаведеного, в даній роботі ставили на меті визначити вплив температури високотемпературного відпалу на ударну в'язкість SLM-виготовленої сталі 316L за нормальної та криогенної температурах, роблячи акцент на зв'язок між зміною мікроструктури та енергією удару, що витрачається на зародження та розповсюдження тріщини.

I. Експериментальна методика

Зразки зі сталі 316L для випробувань за Шарпі розміром $5 \times 10 \times 55$ мм були виготовлені методом SLM за методикою, описаною в [13]. Під час друку поздовжня вісь зразків була орієнтована вздовж напрямку побудови (Z). Хімічний склад зразків становив: 0,02 % C, 16,39 % Cr, 11,92 % Ni, 2,36 % Mo, 0,80 % Si, 1,08 % Mn, 0,007 % S і 0,018 % P. V-подібні надрізи наносили методом дрютяного електроіскрового різання. Виготовлені зразки піддавали відпалу при 900°C, 1050°C і 1200°C впродовж 5 годин в захисній атмосфері азоту з подальшим охолодженням у воді; їх позначили як

A900, A1050 і A1200, відповідно. Зразки у вихідному (as-built) стані позначили як AsB. Після обробки зразки шліфували до $R_a=0,2$ мкм для видалення окисної плівки та усунення технологічної шорсткості. Випробування на ударну в'язкість за методом Шарпі проводили на машині маятникового типу WANCE PIT602H-4 при 25 °C (room temperature – RT) і температурі рідкого азоту (liquid nitrogen temperature – LNT), із фіксацією поглиненої енергії удару (KV) та записом кривих «сила – переміщення». При криогенних випробуваннях зразки попередньо витримували в рідкому азоті впродовж 30 хвилин. На кожен режим випробовували по три зразки з подальшим усередненням результатів.

Зразки для мікроструктурного аналізу шліфували на SiC папері та полірували діамантовою пастою (1 мкм) з подальшим травленням в суміші HCl та HNO₃ у співвідношенні 3:1. Мікроструктуру досліджували за допомогою оптичного мікроскопа Olympus GX71 (OM) та скануючого мікроскопа JEOL JSM-7000F (SEM), оснащеного детектором енергодисперсійного рентгенівського аналізу (EDX) Oxford Instruments INCAx-sight. Аналіз дифракції зворотного розсіювання електронів (EBSD) виконували на FE-SEM Thermo Fisher Scientific Apreo S Hivac із системою Oxford Instruments EBSD Symmetry S3. Трансмісійну електронну мікроскопію (TEM) виконували на мікроскопі JEOL JEM-F200.

II. Результати та обговорення

На рис. 1 представлені результати ударних випробувань за схемою Шарпі експериментальних зразків сталі SLM-316L. Поглинена енергія удару в вихідному (друкованому) стані становила в середньому 48,1 Дж при кімнатній температурі і 22,0 Дж при –196°C. Після відпалу при 900°C поглинена енергія дещо підвищилась відносно AsB: 51,0 Дж і 27,2 Дж відповідно. При більш високих температурах відпалу було зафіксовано поступове зниження поглиненої енергії, причому після обробки при 1200 °C рівень KV знизився у 1,5 рази відносно друкованого стану (32,0 Дж і 18,8 Дж, відповідно). Загалом, профілі зміни поглиненої енергії при RT і LNT збігаються для різних режимів, хоча зі збільшенням температури відпалу різниця між KV_{RT} і KV_{LNT} зменшувалась, а співвідношення KV_{LNT}/KV_{RT} відповідно зростало з 0,46 для AsB до 0,59 – для A1200. Наведені значення поглиненої енергії з урахуванням перерізу зразків дають значення ударної в'язкості (120 Дж/см² і 128 Дж/см² у зразках AsB і A900 відповідно), є близькими до даних, наведених у літературі для сталі SLM-316L [19, 20], що підтверджує коректність проведеного експерименту. Втім, ці значення приблизно втричі менші за рівень ударної в'язкості катаної сталі 316L, яка згідно з [17, 22] становить 350-400 Дж/см².

На рис. 1б-г зображено криві удару в координатах «сила – переміщення». На кривих можна виділити кілька послідовно розташованих ділянок (рис. 1б) [23]: (а) прямолінійна ділянка (область пружної деформації); (б) ділянка різкого падіння (інерційне

навантаження в момент переходу з пружної в пластичну область); (в) область пластичної деформації, яка починається з точки F_{gy} ; (г) область розповсюдження тріщини (починається з точки максимального зусилля F_{max}). Згідно з [24], площа під кривою на ділянці $F < F_{max}$ характеризує енергію зародження тріщини ($KV_{зар}$), а на ділянці $F > F_{max}$ – енергію її розповсюдження ($KV_{розп}$). Як видно з рис. 1б, експериментальні криві груп RT і LNT мають близьку форму, але суттєво різняться своїми параметрами: для зразків, випробуваних при кімнатній температурі, характерна менша максимальна сила (7,3-7,6 кН) і значно більше переміщення (тривалість удару), що свідчить про більш значну та розтягнуту в часі деформацію зразків при руйнуванні. Із групи RT зразок A1200(RT) мав найменшу F_{max} (7,3 кН) і зруйнувався за 1,6 мс при переміщенні 8 мм, тобто приблизно в 1,3-1,5 раза швидше, ніж інші зразки цієї групи. Зразки AsB(RT),

A900(RT) та A1050(RT) мали приблизно однакову F_{max} (7,5-7,6 кН), і їхні криві приблизно повторюють одна одну. Найбільш розтягнутим у часі (2,4 мс) виявилось руйнування в зразку A900(RT), який досяг найбільшої деформації – 12 мм. Зразки групи LNT відрізняються в 1,2-1,4 рази вищою F_{max} (9,9-11,4 кН) і прискореним руйнуванням, яке завершується протягом 4,0-5,5 с, що вказує на більш легке розповсюдження тріщини. Пластична деформація в зразках LNT починалася за більш високої F_{gy} (7,25-9,96 кН) порівняно зі зразками RT (5,1-5,6 кН). Загалом площа під кривими тісно корелювала з величиною поглиненої енергії удару.

На рис. 2 представлено дані щодо поглиненої енергії, витраченої окремо на зародження ($KV_{зар}$) і розповсюдження ($KV_{розп}$) тріщини. Зразки групи RT характеризуються вищою $KV_{розп}$ за будь-якого режиму обробки сталі, що становить 54-59 % від загальної поглиненої енергії (рис. 2а).

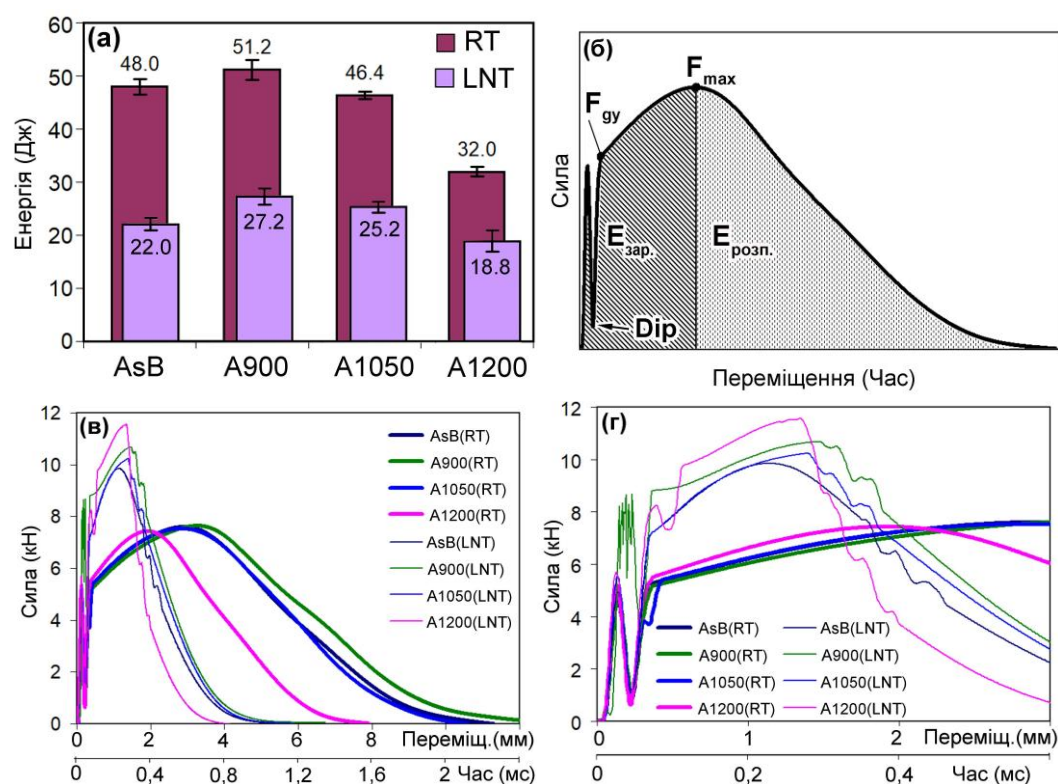


Рис. 1. (а) Зміна загальної поглиненої енергії удару в залежності від режиму відпау; (б) характерні області та точки на кривій удару; (в) експериментальні криві удару зразків SLM-316L сталі; (г) деталізація кривих на початкових стадіях руйнування.

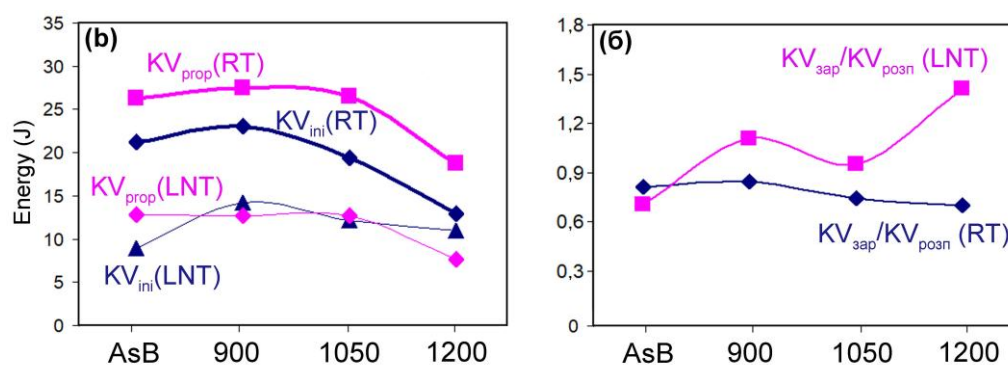


Рис. 2. Вплив температури відпау (а) на енергію зародження ($KV_{зар}$) та енергію розповсюдження ($KV_{розп}$) тріщини, (б) на співвідношення $KV_{зар}/KV_{розп}$.

При цьому енергія розповсюдження тріщини знаходиться на одному рівні в зразках AsB(RT), A900(RT) та A1050(RT) (26,6–27,8 Дж) та знижується лише в зразку A1200(RT) (18,9 Дж). Співвідношення $KV_{\text{зар}}/KV_{\text{розп}}$ змінюється в невеликих межах: від 0,81–0,84 (AsB, A900) до 0,69 (A1200) (рис. 26). За -196°C лише в зразку AsB(LNT) співвідношення $KV_{\text{зар}}/KV_{\text{розп}}$ повторює тенденцію групи RT. Для зразків, що пройшли відпал, воно різко змінюється: у A900(LNT) та A1050(LNT) $KV_{\text{зар}}$ і $KV_{\text{розп}}$ практично зрівнюються, а в зразку A1200(LNT) енергія зародження тріщини в 1,5 рази перевищує енергію її розповсюдження (рис. 26).

Усі досліджені зразки характеризувались схожим рельєфом поверхні зламу. У макромасштабі поверхня руйнування мала грубокристалічний рисунок і складалася з терасоподібних фасеток та окремих заглиблень у вигляді виривів (рис. 3а). На мікрорівні поверхня всіх зразків мала дрібноямкову будову з гребенями відриву по краях ямок, що характерно для в'язкого механізму руйнування (рис. 3б–3і). У зразках AsB(RT) гребені відриву орієнтувалися вздовж меж комірок, наслідуючи комірчасту структуру SLM-зразку (рис. 3б). В усіх зразках було відмічено зародження ямок на неметалевих включеннях (рис. 3г), які, за результатами EDX-аналізу, являли собою складний силікат марганцю (MnCrSiAlO_3) [13] (хімічний склад включення на рис. 3г становить 12,8 % O; 25,7 % Mn; 7,5 % Si; 13,3 % Cr; 4,4 % Al;

36,3 % Fe). Особливостями поверхні зламу зразків A1200(RT) і A1200(LNT) була наявність відносно неглибоких плоских ямок, що свідчило про знижену енергоємність руйнування, та висока щільність їх зародження на оксидних включеннях (рис. 3д, 3і).

Описана вище зміна ударної в'язкості сталі є наслідком структурних перетворень, викликаних термічною обробкою. На рис. 4а зображена вихідна (друкована) мікроструктура SLM-316L сталі. Вона сформована рядами так званих «melt pool» – видовжених ділянок, що являють собою місця локального розплавлення порцій порошку в процесі друку. В структурі SLM-316L сталі також присутні характерні дефекти несплавлення (пори типу «lack-of-fusion») загальною площею 1,5–2,0 %, а також неметалеві включення розміром від 1,0 до 35,0 мкм. Ділянки «melt pool» мають тонку стовпчасто-комірчасту мікробудову, типову для SLM-друкованих сплавів [3], яка складається із ділянок (колоній) паралельно розташованих комірок довжиною в десятки мікрометрів і поперечним перерізом, що варіюється від 0,2 до 1,5 мкм в залежності від розмірів комірки та нахилу пучка (рис. 4б). В стиках «melt pool» розташовуються більш грубі (~2 мкм) комірчасті колонії. Стінки комірок (товщина 0,05–0,25 мкм) являються собою скупчення дислокацій; вони також є місцями, ликваційно збагаченими на молібден і хром [4, 25].

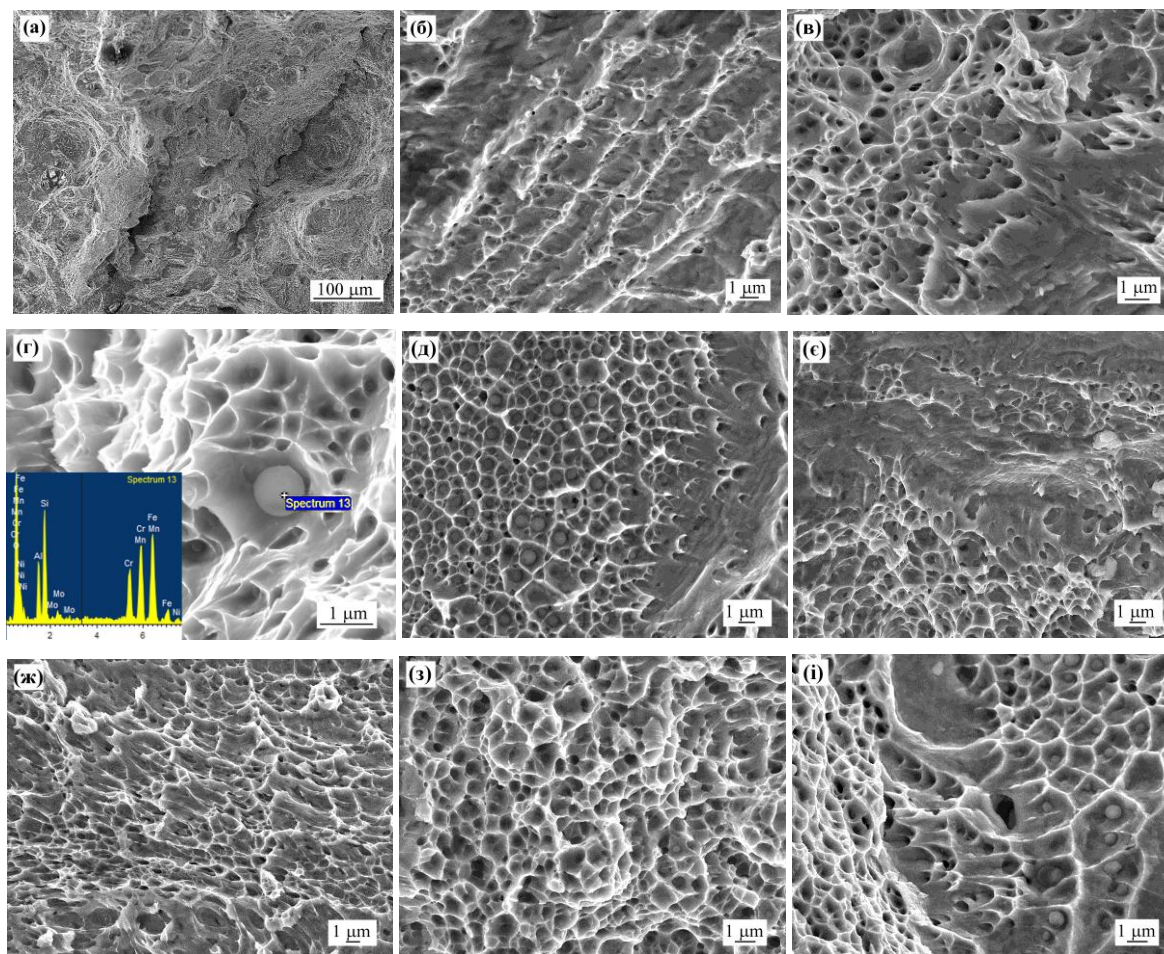


Рис. 3. Поверхня руйнування зразків: (а, б) AsB(RT), (в) A900(RT), (г) A1050(RT), (д) A1200(RT), (е) AsB(LNT), (ж) A900(LNT), (з) A1050(LNT), (і) A1200(LNT).

Відпал при 900-1050°C призвів до ліквідації чарункової будови, хоча бувші ділянки «melt pool» зберегли свою форму та кристалографічну орієнтовку (рис. 4в і 4г). Підвищення температури відпалу до 1200 °C ініціювало процес рекристалізації, внаслідок чого мікроструктура набула більш характерного для ГЦК-сплавів вигляду: вона складалась як із залишків «melt pool», так і з подвійникованих полідрічних зерен рекристалізованого аустеніту (рис. 4д). ТЕМ дослідження дозволило зафіксувати появу в зразках A1200 (на відміну від A900 та A1050) значної кількості неметалевих включень розміром 0,02-0,5 мкм, розташованих переважно вздовж границь

зерен (рис. 4е). З аналогічними процесами виділення дисперсних часток (карбідів, оксидів, тощо) при високотемпературній обробці, як правило, пов'язують різке зниження корозійної стійкості та ударної в'язкості сплавів [26-28], що й спостерігається у SLM-друкованої 316L сталі (рис. 1а, [13, 29, 30]).

EBSD-дослідження металу в зоні руйнації зразку AsB(LNT) виявило сильно деформовані ділянки «melt pool», за відсутності вираженої текстури (рис. 5а). В межах окремих «melt pool» виникли системи численних полос ковзання, які утворили малокутові границі (2-10°), кількість яких (62 %) значно переважала кількість великокутових границь (>10°) (рис. 5б). Це, в свою чергу, призвело до утворення зон

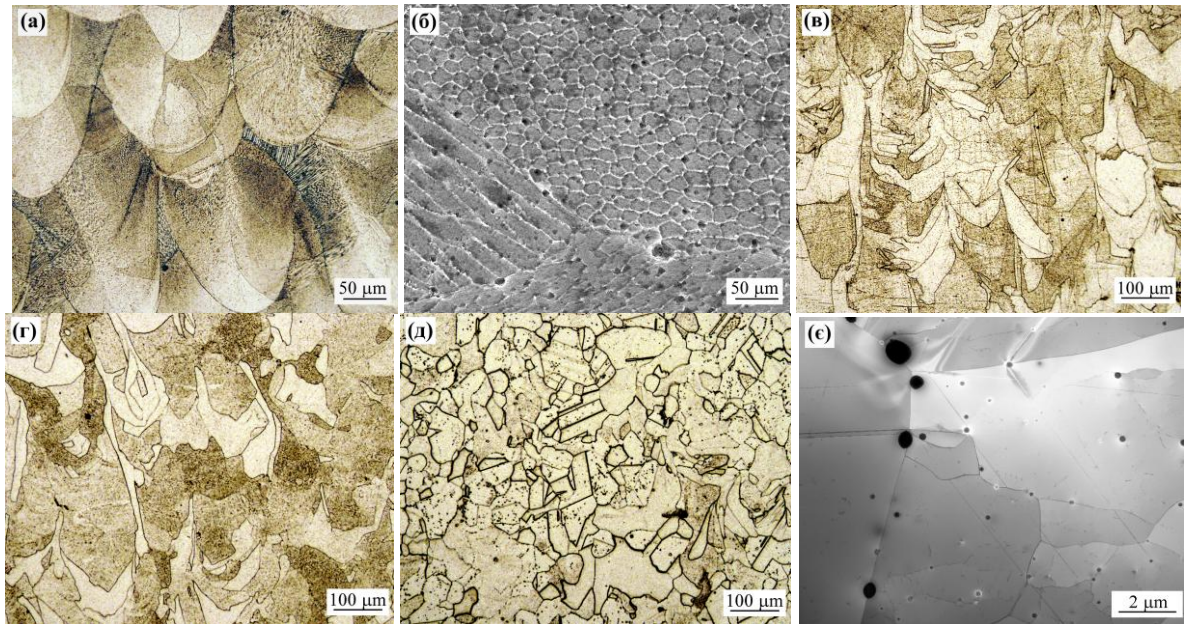


Рис. 4. Мікроструктура зразків SLM-316L сталі: (а, б) AsB, (в) A900, (г) A1050, (д, е) A1200. (а, в-д – ОМ, б – СЕМ, е – ТЕМ).

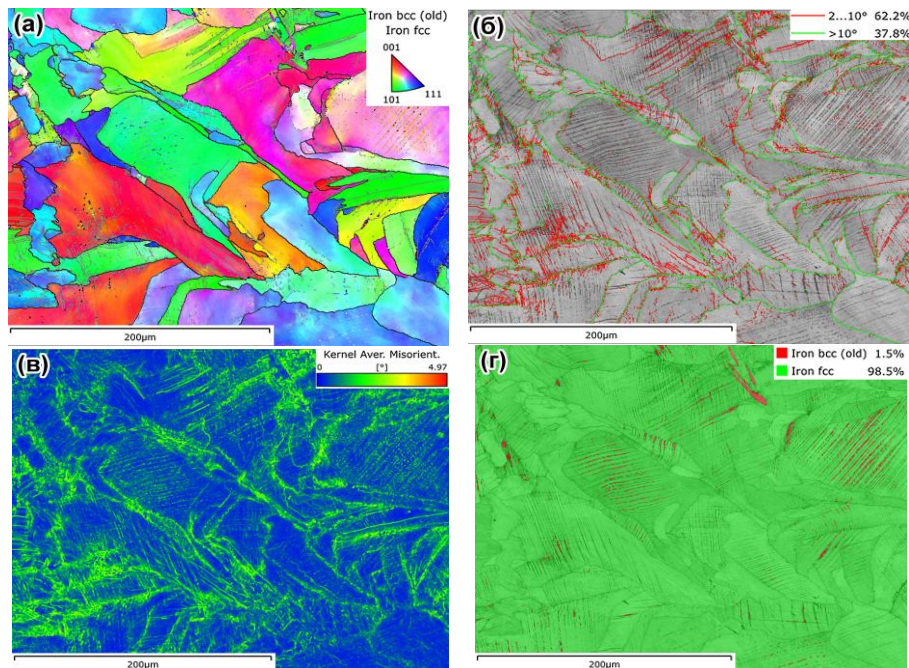


Рис. 5. Результати EBSD аналізу зразка AsB(LNT): (а) мапа Inverse Pole Figure; (б) мапа Grain Boundary (зелені лінії – великокутові границі, червоні лінії – малокутові границі); (в) мапа Kernel Average Misorientation, (г) мапа фазового стану (зелений колір – ГЦК, червоний колір – ОЦК).

локалізованих напружень вздовж полос ковзання та границь зерен (позначені зеленим кольором на рис. 5в). Середнє значення Kernel Average Misorientation (KAM) склало $0,73^\circ$, що свідчить про значне викривлення кристалічної решітки та високу щільність геометрично необхідних дислокацій (GNDs), що виникли при руйнуванні. Формуванню напруженого стану сприяло й мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha'$ перетворення, що мало місце при деформації зразка за низької температури (підтверджується появою ОЦК-ділянок вздовж ліній ковзання; позначені червоним кольором на рис. 5г).

Проведені дослідження показали, що ударна в'язкість SLM-виготовленої сталі 316L становить приблизно третину від в'язкості катаної сталі 316L, що пов'язано з формуванням при 3D-друку специфічної комірчастої структури та характерних для SLM дефектів у вигляді пор та неметалевих включень. Зниження температури випробувань до -196°C знизило рівень поглиненої енергії, хоча не так суттєво, щоб можна було говорити про наявність вираженого порогу холодноламкості. Застосування високотемпературного відпалу не привело до значного підвищення в'язкості сталі SLM-316L: відпал лише незначно підвищив в'язкість (при 900°C) або знизив її (при 1200°C) (в останньому випадку – через виділення оксидних включень). Наявність дефектів, що виникають під час SLM-процесу, зумовило той факт, що при кімнатній температурі енергія розповсюдження тріщини перевищувала енергію її зародження. При -196°C відносна частка $KV_{\text{розп}}$ у відпалених зразках суттєво знизилася, що можна пояснити деформаційним зміцненням сталі та перебігом мартенситного перетворення, яке створювало області високих напружень перед фронтом зростаючої тріщини (рис. 5в). У зразку AsB(LNT) відносна частка $KV_{\text{розп}}$ збереглась на рівні AsB(RT), чому, ймовірно, сприяла комірчаста структура, в якій межі комірок виступали бар'єрами для зростаючої тріщини [31].

Висновки

Дослідження сталі 316L, виготовленої методом

SLM, показали, що високотемпературний відпал неоднозначно впливає на ударну в'язкість (Шарпі, KCV) за кімнатної (RT) та криогенної (-196°C , LNT) температур. Відпал при $900\text{--}1050^\circ\text{C}$ усунув комірчасту структуру друкованої сталі, втім лише незначно підвищив або не змінив поглинену енергію удару (KV). Максимальні значення KV відносились до 900°C (51,0 Дж при RT, 27,2 Дж при -196°C), становлячи лише третину від в'язкості катаної сталі 316L. Відпал при 1200°C призвів до рекристалізації аустеніту, попри це KV знизилась до 32,0 Дж при RT та 18,8 Дж при LNT через виділення включень $(\text{MnCrSiAl})\text{O}_3$, що діяли як концентратори напружень. При 25°C енергія розповсюдження тріщини ($KV_{\text{розп}}$) перевищувала енергію її зародження ($KV_{\text{зар}}$) за всіх режимів відпалу. При -196°C мало місце деформаційно-індуковане мартенситне перетворення, яке знизило енергію розповсюдження тріщини у відпалених зразках. Втім, комірчастка мікробудова друкованих (невідпалених) зразків сприяла збереженню високої частки $KV_{\text{розп}}$ при криогенній температурі, діючи як бар'єр для росту тріщин. Співвідношення $KCV_{\text{LNT}}/KCV_{\text{RT}}$ (0,46–0,59) свідчить про відсутність різкого порогу хладноламкості, що вказує на придатність сталі SLM-316L для криогенних застосувань.

Подяка

Ця робота виконувалась в рамках проекту №0123U101834, фінансованого Міністерством освіти і науки України.

Єфременко Б.В. – доцент, кандидат технічних наук, доцент кафедри біомедичної інженерії;

Чабак Ю.Г. – доцент, доктор технічних наук, доцент кафедри фізики;

Олійник І.М. – доцент, кандидат технічних наук, завідувач кафедри матеріалознавства та перспективних технологій;

Цветкова О.В. – доцент, кандидат фіз.-мат. наук, доцент кафедри фізики;

Єфременко В.Г. – професор, доктор технічних наук, завідувач кафедри фізики;

Джеренова А.В. – старший викладач кафедри фізики.

- [1] N. M. Kibambe, B. A. Obadele, B. J. Babalola, U. S. Anamu, P. A. Olubambi, *Corrosion characteristics of heat-treated biomedical grade 316L stainless steel in simulated body fluids*. Results in Materials, 26, 100676 (2025); <https://doi.org/10.1016/j.rinma.2025.100676>.
- [2] L. Gao, S. A. Mantri, X. Zhang, *Quantification of solution annealing effects on microstructure and property in a laser powder bed fusion 316H stainless steel*, Materials & Design, 251, 113692 (2025); <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2025.113692>.
- [3] G. Bagliuk, M. Marych, Y. Shishkina, A. Mamonova, O. Gripachevsky, S. Kyrlyuk, *Features of phase and structure formation in obtaining high-entropy alloy of Fe-Ti-Cr-Mn-Si-C system from a powder mixture of ferroalloys*. Physics and Chemistry of Solid State, 23(3), 620 (2022); <https://doi.org/10.15330/pcss.23.3.620-625>.
- [4] V. Kulyk, I. Izonin, V. Vavrukh, R. Tkachenko, Z. Duriagina, B. Vasylyv, M. Kováčová, *Prediction of hardness, flexural strength, and fracture toughness of ZrO₂ based ceramics using ensemble learning algorithms*, Acta Metallurgica Slovaca, 29 (2), 93 (2023); <https://doi.org/10.36547/ams.29.2.1819>.
- [5] N. Haghdadi, M. Laleh, M. Moyle, S. Primig, *Additive manufacturing of steels: A review of achievements and challenges*, Journal of Materials Science, 56, 64 (2021); <https://doi.org/10.1007/s10853-020-05109-0>.

- [6] V. G. Efremenko, A. G. Lekatou, Yu. G. Chabak, B. V. Efremenko, I. Petryshynets, V. I. Zurnadzhy, S. Emmanouilidou, M. Vojtko, *Micromechanical, corrosion and wet sliding wear behaviours of Co-28Cr-6Mo alloy: Wrought vs. SLM*, Materials Today Communications, 35, 105936 (2023); <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105936>.
- [7] M. O. Vasylyev, B. M. Mordyuk, S. M. Voloshko, *Wire-feeding based additive manufacturing of the Ti-6Al-4V alloy. Part I. Microstructure*, Progress in Physics of Metals, 24 (1), 5 (2023); <https://doi.org/10.15407/ufm.24.01.005>.
- [8] J. Yang, B. Li, Y. Zheng, G. Chen, X. Chen, *Low cycle fatigue behavior of additive manufactured 316LN stainless steel at 550 °C: Effect of solution heat treatment*. Int. J. Fatigue, 179, 108066 (2024); <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.108066>.
- [9] B.V. Efremenko, V.I. Zurnadzhy, Yu. G. Chabak, V. G. Efremenko, K. V. Kudinova, V. A. Mazur, *A comparison study on the effect of counter ball material on sliding wear response of SLM-printed biomedical 316L steel*, Materials Today: Proceedings, 66, 2587 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.07.112>.
- [10] O. O. Salman, C. Gammer, A. K. Chaubey, J. Eckert, S. Scudino, *Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 316L steel synthesized by selective laser melting*. Mater. Sci. Eng. A, 748, 205 (2019); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.01.110>.
- [11] E. Ura-Binczyk, A. Dobkowska, P. Bazarnik, J. Ciftci, A. Krawczynska, W. Chrominski, T. Wejrzanowski, R. Molak, R. Sitek, T. Płocinski, J. Jaroszewicz, J. Mizera, *Effect of annealing on the mechanical and corrosion properties of 316L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion*. Mater. Sci. Eng. A, 860, 144263 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.144263>.
- [12] D. Kong, C. Dong, X. Ni, L. Zhang, J. Yao, C. Man, X. Cheng, K. Xiao, X. Li, *Mechanical properties and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel after different heat treatment processes*. J. Mater. Sci. Technol., 35, 1499 (2019);
- [13] B. Efremenko, Y. Chabak, I. Petryshynets, T. Zhao, V. Efremenko, K. Wu, T. Xia, M. Džupon, S. Arshad, *Evaluation of the Suitability of High-Temperature Post-Processing Annealing for Property Enhancement in SLM 316L Steel: A Comprehensive Mechanical and Corrosion Assessment*. Metals, 15, 684 (2025); <https://doi.org/10.3390/met15060684>.
- [14] W. Liu, C. Liu, Y. Wang, H. Zhang, H. Ni, *Effect of heat treatment on the corrosion resistance of 316L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion*. J. Mater. Res. Technol., 32, 3896 (2024); <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.194>.
- [15] N. Abu-warda, J. Bedmar, S. García-Rodríguez, B. Torres, M.V. Utrilla, J. Rams, *Effect of post-processing heat treatments on the high-temperature oxidation of additively manufactured 316L stainless steel*. J. Mater. Res. Technol., 29, 3465 (2024); <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.01.270>.
- [16] J. Bedmar, S. García-Rodríguez, M. Roldán, B. Torres J. Rams, *Effects of the heat treatment on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel manufactured by Laser Powder Bed Fusion*. Corros. Sci. 209, 110777 (2022); <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2022.110777>.
- [17] X. Wang, O. Sanchez-Mata, S.E. Atabay, J.A. Muñoz-Lerma, M.A. Shandiz, M. Brochu, *Crystallographic orientation dependence of Charpy impact behaviours in stainless steel 316L fabricated by laser powder bed fusion*, Additive Manufacturing, 46, 102104 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102104>.
- [18] S. Li, P.J. Withers, S. Kabra, K. Yan, *The behaviour and deformation mechanisms for 316L stainless steel deformed at cryogenic temperatures*, Mater. Sci. Eng., A, Volume 880, 145279 (2023); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145279>.
- [19] E. de Sonis, S. Dépinoy, P.-F. Giroux, H. Maskrot, P. Wident, F. Villaret, A.-F. Gourgues-Lorenzon, *Impact toughness at room and cryogenic temperatures of 316L stainless steel processed by wire arc additive manufacturing*, Mater. Sci. Eng., A, 933, 148276 (2025); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2025.148276>.
- [20] L. T. H. Nguyen, J. -S. Hwang, M. -S. Kim, J. -H. Kim, S. -K. Kim, J. -M. Lee, *Charpy Impact Properties of Hydrogen-Exposed 316L Stainless Steel at Ambient and Cryogenic Temperatures*. Metals, 9, 625 (2019); <https://doi.org/10.3390/met9060625>.
- [21] X. Lou, P.L. Andresen, R.B. Rebak, *Oxide inclusions in laser additive manufactured stainless steel and their effects on impact toughness and stress corrosion cracking behavior*, Journal of Nuclear Materials, 499, 182 (2018); <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.11.036>.
- [22] C.A. Sumanariu, C.G. Amza, F.Baciu, M.I. Vasile, A.I. Nicoara, *Comparative Analysis of Mechanical Properties: Conventional vs. Additive Manufacturing for Stainless Steel 316L*. Materials, 17, 4808 (2024); <https://doi.org/10.3390/ma17194808>.
- [23] J. Mao, Q. Xu, J. Yang, C. Cao, D. Wang, F. Zhong, M. Chen, *Nonlinear Impact Damage Evolution of Charpy Type and Analysis of Its Key Influencing Factors*. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 37, 3 (2024); <https://doi.org/10.1186/s10033-023-00986-3>.
- [24] Y. Takashi, M. Nishioka, A. Kato, S. Hikasa, H. Iwabuki, K. Nagata, A. Asano, Atsushi. *Nano Structure of Polyketon/Polyamide Polymer Alloy*, Kobunshi Ronbunshu, 66(12), 577 (2009). <https://doi.org/10.1295/koron.66.577>.
- [25] D. Riabov, A. Leicht, J. Ahlström, E. Hryha, *Investigation of the strengthening mechanism in 316L stainless steel produced with laser powder bed fusion*. Mater. Sci. Eng. A, 822, 141699 (2021); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141699>.

- [26] O. V. Sukhova, V. A. Polonsky, K. V. Ustinova, *Influence of Si and B on structure and corrosion properties of quasi-crystalline Al–Cu–Fe alloys in solutions of salts*, *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*, 40(11), 1475 (2018); <https://doi.org/10.15407/mfint.40.11.1475>.
- [27] T. Loskutova, M. Scheffler, I. Pavlenko, K. Zidek, I. Pohrebova, N. Kharchenko, I. Smokovych, O. Dudka, V. Palyukh, I. Ivanov, Y. Kononenko, *Corrosion Resistance of Coatings Based on Chromium and Aluminum of Titanium Alloy Ti-6Al-4V*, *Materials*, 17(15), 3880 (2024); <https://doi.org/10.3390/ma17153880>.
- [28] V.G. Efremenko, K. Shimizu, A. P. Cheiliakh, T. V. Kozarevs'ka, Yu. G. Chabak, H. Hara, K. Kusumoto, *Abrasive wear resistance of spheroidal vanadium carbide cast irons*. *Journal of Friction and Wear*, 34(6), 466 (2013); <https://doi.org/10.3103/S1068366613060068>.
- [29] F. Yan, W. Xiong, E. Faierman, G.B. Olson, *Characterization of nano-scale oxides in austenitic stainless steel processed by powder bed fusion*, *Scr. Mater.*, 155, 104 (2018); <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.06.011>.
- [30] E. de Sonis, S. Dépinoy, P.-F. Giroux, H. Maskrot, P. Wident, F. Villaret, A.-F. Gourgues-Lorenzon, *Microstructure – Toughness relationships in 316L stainless steel produced by laser powder bed fusion*, *Mater. Sci. Eng., A*, 877, 145179 (2023); <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145179>.
- [31] M. J. Paul, Q. Liu, X. Li, J. J. Kruzic, U. Ramamurty, B. Gludovatz, *Impact of micro and mesostructure on the fatigue crack growth in laser powder bed fusion fabricated AlSi10Mg*, *Acta Materialia*, 293, 121070 (2025); <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2025.121070>.

B.V. Efremenko¹, Yu.G. Chabak^{2,1}, E.V. Tsvetkova¹, I.M. Olejnik¹, V.G. Efremenko^{2,1},
A.V. Dzherenova¹

Influence of annealing temperature on the Charpy fracture characteristics of selective laser melted 316L steel at ambient and cryogenic temperatures

¹Pryazovskyi State Technical University, Dnipro, Ukraine, vgefremenko@gmail.com

²Institute of Materials Research of Slovak Academy of Sciences, Kosice, Slovakia

The effect of high-temperature annealing on the Charpy fracture properties of 316L stainless steel manufactured via Selective Laser Melting (SLM) was studied at ambient (25 °C) and cryogenic (–196°C, LNT) temperatures. Charpy V-notched specimens (5×10×55 mm) were built along the Z-axis and annealed (5 h) at 900°C, 1050°C, or 1200°C, followed by water quenching. Impact tests were performed with the force-displacement curves recording. Microstructure was analysed using OM, SEM, EBSD, and EDX. The SLM-316L exhibited impact toughness (KCV) of one-third that of rolled 316L due to SLM's cellular structure and specific micro-defects. Annealing at 900 °C removed the cellular structure, slightly improving impact toughness, while annealing at 1200 °C reduced it by a factor of 1.5 due to (MnCrSiAl)O₃ precipitation. At –196 °C, absorbed energy decreased compared to 25 °C by a factor of 1.7-2.2. At 25°C, crack propagation energy (KV_{prop}) exceeded crack initiation energy (KV_{ini}) across all conditions. At –196°C, the KV_{prop} fraction in annealed samples decreased because of deformation-induced martensitic transformation. The cellular structure of as-printed steel promoted a higher KV_{prop} fraction at –196°C. Ratio KCV_{LNT}/KCV_{RT} (0.46-0.59) indicates no ductile-brittle transition threshold, supporting the suitability of SLM-316L steel for cryogenic applications.

Keywords: 316L, Selective Laser Melting, annealing, impact toughness, absorbed energy, microstructure.