

**С. В. Бобирь**, д.т.н., с.н.с., пров.н.с., ORCID 0000-0001-6816-1554,  
**Е. В. Парусов**, д.т.н., с.н.с., зав. відд., ORCID 0000-0002-4560-2043  
**Г. В. Левченко**, д.т.н., проф., зав. лаб., ORCID 0000-0003-1173-5320  
**Т. М. Голубенко**, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-3583-211X  
**І. М. Чуйко**, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-4753-614X

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України*

## **ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ ЗАЛИШКОВОГО АУСТЕНІТУ В СКЛАДНОЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ (ОГЛЯД)**

**Анотація.** Метою аналізу є визначення режимів термічної обробки, що впливають на параметри якості складнолегованих сталей. Сталі, що містять хром і значну кількість інших легуючих елементів (нікелю, ванадію, молібдену та ін.), використовують для виробництва різноманітних металовиробів. Вони працюють в жорстких умовах експлуатації: прокатні валки, деталі енергетичного обладнання, прошивні оправки тощо. В таких сталях завжди присутній залишковий аустеніт, який впливає на властивості готових металовиробів. До факторів, що підвищують кількість залишкового аустеніту в складнолегованих сталях слід віднести: термічну стабілізацію аустеніту; перерозподіл вуглецю між  $\alpha$ -фазою і аустенітом під час охолодження в інтервалі температур проміжного або бейнітного перетворення чи під час ізотермічного витримування дещо вище точки  $M_n$ ; загартування з міжкритичного інтервалу температур; зміна швидкості охолодження; фактичний вміст вуглецю та легуючих елементів; зміну температури аустенітизації, ізотермічного витримування та температури нагріву під загартування. Зазначені фактори слід враховувати під час визначення остаточних параметрів режиму термічного оброблення з метою регулювання кількості залишкового аустеніту в складнолегованих сталях. Для отримання мультифазної структури сталі 38ХНЗМФА запропоновано ізотермічне загартування з  $\gamma$ - $\alpha$ -області. На прикладі сталі 38ХНЗМФА показано, що застосування криогенного оброблення для режиму зміцнення сталі 38ХНЗМФА сприяє перетворенню залишкового аустеніту в мартенсит та істотно збільшує мікротвердість структурних складових сталі.

**Ключові слова:** складнолегована сталь, структура, залишковий аустеніт, твердість, ізотермічне загартування, криогенна обробка.

**Посилання для цитування:** Бобирь С. В., Парусов Е. В., Левченко Г. В., Голубенко Т. М., Чуйко І. М. Закономірності формування залишкового аустеніту в складнолегованих сталях (огляд). *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2021. Вип. 35. С. 223-235. (In Ukrainian). DOI 10.52150/2522-9117-2021-35-223-235

**Стан питання.** Наразі для виробництва різноманітних машинобудівних виробів (прокатних валків, деталей енергетичного обладнання, прошивних оправок тощо) застосовуються складнолеговані сталі, які містять хром, нікель, ванадій, молібден та інші легуючі елементи у значних кількостях. В структурі таких сталей завжди присутній залишковий аустеніт ( $A_{зал}$ ), який значно впливає на властивості готових металовиробів. Велика кількість  $A_{зал}$  в структурі складнолегованих сталей суттєво зменшує зносостійкість деталей і призводить до недостатньої твердості. Для валків прокатних станів  $A_{зал}$  є несприятливою структурною складовою, оскільки він знижує твердість загартованої сталі та, будучи метастабільною фазою, може розпадатися в процесі експлуатації, сприяючи зародженню тріщин. Кількість  $A_{зал}$  різко збільшується в сталях, якщо вміст вуглецю в них перевищує 0,6 % [1]. Наприклад кількість  $A_{зал}$  при загартуванні високовуглецевих сталей може досягати до 60 %, а в легуваних конструкційних – до 10...15 %.

Крім хімічного складу сталі, на кількість  $A_{зал}$  можуть впливати температура нагріву сталі та режим охолодження при загартуванні, вплив напружень, пластичної деформації, обробки холодом і магнітним полем [2].

Наявним резервом підвищення експлуатаційних властивостей складнолегованих сталей є цілеспрямоване керування процесом структуроутворення за рахунок моделювання та зміни параметрів процесу термічної обробки з формуванням та трансформацією  $A_{зал}$ . Зменшити кількість або повністю усунути наявність  $A_{зал}$  в структурі легуваних сталей можливо за допомогою відпуску. Однак при цьому істотних змін зазнають й інші фази сталі (мартенсит, наявний в структурі сталей, розпадається на троостит) і твердість суттєво зменшується.

Однією з причин збільшення кількості  $A_{зал}$  є ефект стабілізації, пов'язаний з уповільненим охолодженням в тому інтервалі температур, де відбувається мартенситне перетворення, наприклад, від температури початку мартенситного перетворення ( $M_n$ ) до кімнатної температури [3]. Ефекту теплової стабілізації велику увагу приділяв Садовський [4]. Термічна стабілізація – складний процес, оскільки в різних температурних інтервалах діють різні механізми стабілізації. Загалом на стабілізацію аустеніту впливає багато факторів: пластичне деформування, фазовий наклеп аустеніту в результаті мартенситного перетворення, витримка при температурі нижче і вище мартенситної точки, величина зерна аустеніту, температура нагріву для загартування, швидкість охолодження, опромінення, наявність домішок впровадження, перерозподіл атомів легуючих елементів з утворенням областей ближнього порядку, процеси твердіння, що призводять до виділення усередині твердого розчину різних

дисперсних фаз [3, 4]. Всі ці фактори потрібно враховувати при визначенні параметрів та способів обробки сталей.

Температура нагріву і тривалість витримки відіграють істотну роль, бо впливають на величину аустенітних зерен і на процеси розчинення (виділення) спеціальних карбідів. При підвищенні температури гартування змінюється концентрація вуглецю і легуючих елементів в аустеніті: розчиняються карбіди, аустеніт стає більш легованим і критична точка початку мартенситного перетворення зміщується в область більш низьких температур. Сталь, загартована від однакових температур аустенітизації у воду чи масло, містить різну кількість  $A_{зал}$ , причому кількість його в сталі, що загартована в масло є більшою [4]. Це означає, що зменшення швидкості охолодження обумовлює більш сильніший ефект стабілізації аустеніту. При цьому аустенітизація сталей при високих температурах може призводити до підвищення температури початку мартенситного перетворення незважаючи на збагачення  $\gamma$ -фази вуглецем, хромом та іншими хімічними елементами, які знижують критичну точку  $M_n$  в результаті більш сильного ефекту від підвищення величини аустенітного зерна, зростання якого при більш низьких температурах стримують розташовані на границях зерен частки карбідів.

Процес утворення кристалів мартенситу супроводжується виникненням поля напружень, і розвиток цього процесу можливий лише при подальшому зменшенні температури, тобто мартенситне перетворення має ефект самогальмування, що пояснює розтягнутість процесу за температурною шкалою й обумовлює наявність  $A_{зал}$  [4]. Мартенситне перетворення саме по собі стабілізує  $A_{зал}$  і критична точка утворення мартенситу із  $A_{зал}$  знижується внаслідок самого мартенситного перетворення [4]. Положення точки  $M_n$  також залежить від тривалості витримки і швидкості охолодження. Наприклад, автори роботи [5] показали, що з підвищенням швидкості охолодження сталі 15X13H2 від 4,5 К/хв. до 60 К/хв. мартенситна точка знижується від 328 °С до 267 °С. Авторами також визначена лінійна залежність точки  $M_n$  від логарифма швидкості охолодження:  $M_n = 365,2 - 23,8 \ln V_{ох}$  (°С/хв.).

Дослідження [6] сталей 35ХН3МФА і 38ХН3МФА після загартування показали наявність близько 12 %  $A_{зал}$ . Автори роботи [6] з'ясували, що при загартуванні сталей від 850 °С і зміні охолодження з повітря на масло, кількість  $A_{зал}$  зменшується від 4,4 % до 4,1 %, а після охолодження на повітрі та у воді кількість  $A_{зал}$  становить 10 % і 7,5 % відповідно.

У термічну стабілізацію аустеніту при температурах нижче точки  $M_n$  певний внесок може зробити релаксація пружних напружень в аустенітній матриці навколо мартенситних пластин. Релаксація напружень при зупинці охолодження обумовлена як мікропластичною деформацією з

перерозподілом дислокацій в конфігурації з меншою енергією, так і деяким перерозподілом вуглецю. Виникаючі при відпалі структурні неоднорідності перешкоджають переміщенню дислокацій в аустеніті, і тим самим чинять гальмівний вплив на мартенситне перетворення. У ряді робіт [3, 4, 7] було висловлено думку, що теплова стабілізація аустеніту проявляється тільки по відношенню до ізотермічного перетворення, в той час як атермічне мартенситне перетворення нечутливе до відпалу аустеніту і протікає більш інтенсивно. Разом з тим показано, що тепла стабілізація може спостерігатися і в сплавах з атермічною кінетикою мартенситного перетворення [4, 7].

Другою причиною збільшення кількості  $A_{3al}$  є перерозподіл вуглецю між  $\alpha$ -фазою, що виділяється, і аустенітом при уповільненому охолодженні в інтервалі температур проміжного або бейнітного перетворень [3] або при ізотермічній витримці дещо вище точки  $M_n$  [8]. Використовуючи це положення, автори роботи [9] запропонували технологічну схему термічної обробки сталі, що отримала назву «Quenching and Partitioning» (Q&P). З огляду на перспективність, ця технологія активно досліджується і розвивається останнім часом [10, 11]. Після Q&P-обробки концентрація вуглецю в аустеніті може досягати високих значень, аж до граничної розчинності вуглецю в  $\gamma$ -фазі. Концентрація вуглецю в  $A_{3al}$  визначає кінетику деформаційного мартенситного перетворення (ДМП) при навантаженні, що істотно впливає на співвідношення міцності та пластичності сталей. Якщо концентрація вуглецю в аустеніті складає до 0,5 %, то перетворення  $A_{3al}$  в мартенсит при деформації відбувається занадто швидко. При концентрації вуглецю понад 1,8 % аустеніт є дуже стабільним і витримує холодну пластичну деформацію без ДМП [11]. Як зазначають автори роботи [11], для забезпечення прийнятної стабільності аустеніту вміст вуглецю в ньому повинен перевищувати 1 %. Що стосується впливу морфології, то дослідження показали, що аустеніт в формі плівок має більш високу стійкість до ДМП, ніж аустеніт в формі блоків [10] (рис. 1).

Крім звичайного загартування, значна кількість  $A_{3al}$  спостерігається при повторному загартуванні сталі з міжкритичного інтервалу температур [12]. У сталях, легованих нікелем або марганцем, нагрів в нижню область міжкритичного інтервалу супроводжується утворенням аустеніту, який в цьому випадку збагачується не тільки вуглецем, але також і легуючими елементами. Така термічна обробка також знайшла практичне використання стосовно підвищення міцності властивостей сталей для криогенної техніки, для поліпшення в'язкості деяких сталей [13].

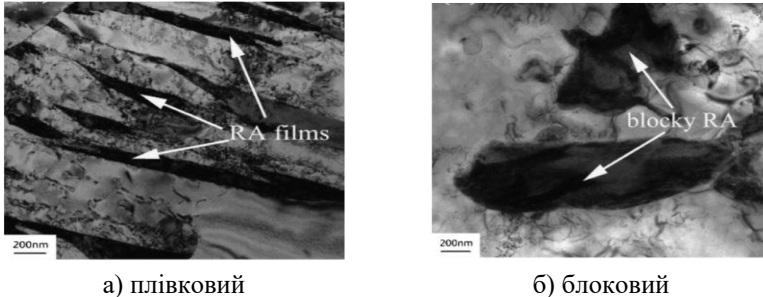


Рисунок 1 – Морфологічні типи  $A_{sall}$  в Q&P-обробленій сталі [10].

Відомо, що аустеніт і мартенсит розрізняються за питомим об'ємом і за коефіцієнтом термічного розширення [14]. Тому при загартуванні сталі виникають значні внутрішні напруження, які впливають на процеси подальшого перетворення аустеніту в мартенсит. Якщо при загартуванні відбувається тільки мартенситне перетворення, то склад  $A_{sall}$  не відрізняється від вихідного складу сталі.

У разі низької концентрації вуглецю в аустеніті його стабільність виявляється невисокою, тому високовуглецевий мартенсит утворюється як при охолодженні від температури ізотермічної витримки, так і при невисоких навантаженнях в процесі деформації. Дослідження сталі 25Г2С2Н2МА показали [15], що після ізотермічного гартування нижче температури  $M_n$  (300...330 °С) в структурі, крім нижнього бейніту, присутні також пакети «первинного» мартенситу і 10...15 %  $A_{sall}$ . В процесі охолодження після ізотермічної витримки при температурі 430 °С утворюється значна кількість мартенситу, що пов'язано з недостатнім вмістом вуглецю у неперетвореному аустеніті для зниження критичної точки  $M_n$ . При охолодженні від температури витримки 370 °С ізотермічні перетворення призводять до збагачення  $A_{sall}$  вуглецем, достатньому для його стабілізації при кімнатній температурі [15].

Аустеніт залишковий в сталях, які охолоджені до кімнатної температури, може з'являтися і в результаті протікання неповного бейнітного перетворення, що пов'язано з проявом ефекту теплової стабілізації [3]. Наприклад, для сталі 30ХН3А в верхній частині бейнітного інтервалу (вище 300 °С) перетворення починається порівняно швидко, потім зупиняється. При охолодженні після часткового перетворення в бейнітній області (~ 400 °С) мартенситне перетворення для решти аустеніту починається при більш низькій температурі, ніж відома  $M_n$  для даної сталі. А кількість мартенситу, що утворюється при досягненні кімнатної температури, виявляється істотно меншою. Загартування в

середовищах з температурами нижче  $M_n$  (250, 220, 200 °C) відповідає сповільненому охолодженню в інтервалі розвитку мартенситного перетворення [3].

Особливості бейнітного перетворення пов'язані з температурним інтервалом його протікання, в якому відсутня дифузія атомів заліза і легуючих елементів, але відбувається інтенсивна дифузія вуглецю і  $A_{зал}$  може істотно збагачуватися вуглецем. Він буде мати більш низьку мартенситну точку, ніж  $A_{зал}$ , отриманий після загартування сталі на мартенсит.  $A_{зал}$  в сталях із бейнітною структурою за вмістом вуглецю може значно відрізнятися від середнього складу сталі. Особливо помітно цей процес відбувається в сталях, легованих хімічними елементами, які перешкоджають утворенню карбідів: спеціальні карбіди утворюються при високих температурах і не приймають участі у бейнітному перетворенні [16].

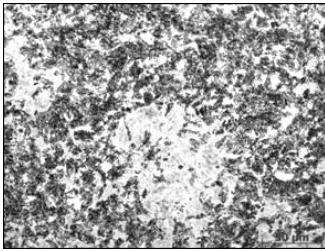
Як встановлено у роботі [17], для сталі 38ХС максимальна кількість (28...29 %)  $A_{зал}$  спостерігається після загартування у верхньому бейнітному інтервалі (425...400 °C). При обробці в нижній частині бейнітного інтервалу (350...375 °C) кількість  $A_{зал}$  є меншою – 16...23 %. Для сталі з 0,36 % С після ізотермічної витримки при 425 °C кількість  $A_{зал}$  склала 28 %, вміст вуглецю в якому 1,2 %; а після витримки при 375 °C утворюється 23 %  $A_{зал}$  при вмісті вуглецю 1,42 % [17]. У міру розвитку бейнітного перетворення відбувається інтенсивна дифузія вуглецю від міжфазної  $\alpha/\gamma$  границі, що викликає різку диференціацію сталі за хімічним складом: поряд з феритом, який практично не містить вуглецю, з'являються ділянки аустеніту, що містять більше 1,5 % С [17]. Подальший стан цих ділянок неперетвореного аустеніту залежить від особливостей подальшої термічної обробки. Якщо час ізотермічної витримки збільшується, то пересичений вуглецем неперетворений аустеніт розпадається з утворенням значної кількості карбідів цементитного типу. Зі збільшенням часу ізотермічної витримки кількість  $A_{зал}$  безперервно зменшується. Дуже тривалі витримки (більше 10 годин) призводять до повного зникнення  $A_{зал}$  в структурі сталі.

Схожі дані для сталі 70С2 отримані в роботі [3]: з підвищенням температури ізотермічної витримки з 300 °C до 400 °C кількість  $A_{зал}$  при кімнатній температурі збільшується від 21 % до 45 %.

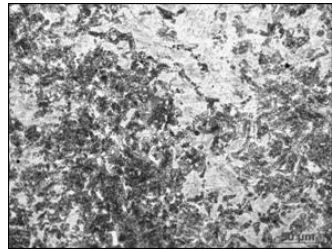
Одним із головних способів зменшення кількості  $A_{зал}$  в структурі загартованої сталі є обробка холодом. Обробка холодом полягає в можливості продовження процесу перетворення аустеніту в мартенсит за рахунок більш глибокого охолодження в область від'ємних температур. Для досягнення мінімальної кількості  $A_{зал}$  сталь необхідно відразу ж охолодити до низьких температур, так як витримка при кімнатній температурі може викликати стабілізацію аустеніту. Кріогенна обробка

приводить до збільшення об'єму структурних складових при розпаді  $A_{зал}$ , тому при обробці деталей особливо складної форми з нерівномірним розподілом маси відразу після загартування застосовують відпуск для зняття напружень. Швидке охолодження нижче від'ємних температур безпосередньо після загартування призводить до збільшення напруження і викликає утворення тріщин. Для загартованих конструкційних сталей кріогенну обробку зазвичай застосовують у випадках додаткової цементації, азотування або ціанування. Високий вміст вуглецю в цементованому шарі стимулює зберігання в ньому  $A_{зал}$ . Твердість і зносостійкість цементованих виробів при кріогенній обробці підвищуються.

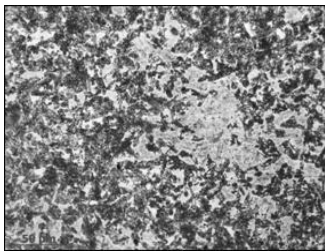
В роботі [18] показано, що ізотермічне загартування сталі 38ХНЗМФА з проміжної  $\gamma$ - $\alpha$ -області призводить до формування мультифазної троостито-бейніто-мартенситної структури зі значною кількістю  $A_{зал}$ . Мікроструктура сталі, яка оброблена за дослідним режимом складається з трооститу (темні ділянки) із мікротвердістю 3620 МПа та світлих ділянок бейніт +  $A_{зал}$  із мікротвердістю 6350 МПа (рис. 2).



а) після загартування



б) після кріогенної обробки протягом 1 години



в) після кріогенної обробки протягом 1 години та 24 годин

Рисунок 2 – Мікроструктура сталі 38ХНЗМФА після загартування та кріогенної обробки.

Встановлено [18], що застосування криогенної обробки для режиму зміцнення сталі 38ХНЗМФА сприяє перетворенню  $A_{3al}$  в кінцевій структурі сталі в мартенсит з істотним збільшенням мікротвердості структурних складових на 22,3 %. Вимірювання вмісту  $A_{3al}$ , який був сформований при бейнітному перетворенні, підтверджують його метастабільність і схильність до трансформації при температурах криогенної обробки (рис. 3).

Таким чином, на кількість  $A_{3al}$  при охолодженні складнолегованих сталей впливає багато факторів, основними з яких є вміст вуглецю і легуючих елементів, зміна швидкості охолодження, температури аустенізації, ізотермічної витримки та температури нагріву під загартування.

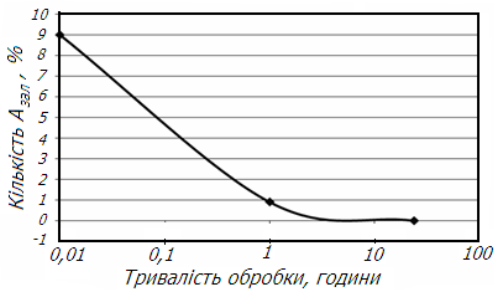


Рисунок 3 – Вплив тривалості криогенної обробки на кількість  $A_{3al}$  в структурі сталі 38ХНЗМФА.

### Висновки

Факторами, які підвищують кількість  $A_{3al}$  в складнолегованих сталях є його термічна стабілізація, перерозподіл вуглецю між  $\alpha$ -фазою і аустенітом при уповільненому охолодженні в інтервалі температур проміжного або бейнітного перетворення, або при ізотермічній витримці дещо вище критичної точки  $M_n$ .

Для науково-обґрунтованого визначення режиму термічної обробки складнолегованих сталей слід враховувати, що на кількість  $A_{3al}$  при охолодженні впливають: фактичний вміст вуглецю і легуючих елементів; зміна швидкості охолодження, температури нагріву й ізотермічної витримки; загартування сталі з міжкритичного інтервалу температур. Зазначені фактори дозволяють ефективно регулювати кількість аустеніту залишкового в структурі сталі та цілеспрямовано впливати на комплекс механічних властивостей готових металовиробів, які працюють у жорстких умовах експлуатації.

На прикладі сталі 38ХНЗМФА показано, що використання криогенної обробки обумовлює розпад  $A_{3al}$  в мартенсит, що збільшує мікротвердість ~ на 22,3 %.



**Перелік посилань**

1. Гуляев А. П. Термическая обработка стали. Москва : Металлургия, 1977. 647 с.
2. Zhang K., Zhang M., Guo Z., Chen N., Rong Yo. A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching–partitioning–tempering martensitic steel. *Materials Science and Engineering A*. 2011. № 528. P.p. 8486–8491. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.049>
3. Счастливцев В. М., Калетина Ю. В., Фокина Е. А., Калетин А. Ю. Влияние скорости охлаждения на количество остаточного аустенита при бейнитном превращении. *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115. № 10. С. 1052–1063. <https://doi.org/10.7868/S0015323014100143>
4. Садовский В. Д., Фокина Е. А. Остаточный аустенит в закаленной стали. Москва : Наука, 1986. 113 с.
5. Мирзаева Д. А., Созыкина С. А., Маковецкий А. Н., Красноталова А. О., Юсупова Л. И. Дилатометрическое исследование образования мартенсита и эффектов стабилизации аустенита в высокохромистой грубной стали. *Физика металлов и металловедение*. 2019. Т. 120. № 8. С. 840–844. <https://doi.org/10.1134/S0015323019060081>
6. Цуканов В. В., Зиза А. И. Совершенствование режимов термообработки стали марок 35ХНЗМФА и 38ХНЗМФА с целью повышения сопротивляемости хрупкому разрушению. Исследование превращения остаточного аустенита. *Вопросы материаловедения*. 2015. № 2 (82). С. 9–16.
7. Курдюмов Г. В., Утецкий Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. Москва : Металлургия, 1977. 238 с.
8. Speer J. G., Matlock D. K., Cooman B. C., Schroth J. G. Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materiala*. 2003. 51. P.p. 2611–2622. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4)
9. Edmonds D. V., He K., Rizzo F. C., Cooman B. C., Matlock D. K., Speer J. G. Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*. 2006. No 438. P.p. 25–34. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133>
10. Sun J., Yu H. Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. *Materials Science & Engineering A*. 2013. No 586. P.p. 100–107. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.08.021>
11. Jirkova H., Masek B., Wagner M. F.-X., Langmajerova D., Kucerova L., Treml R., Kiener D. Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. No 615. P.p. 163–168. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.028>
12. Малинов Л. С., Бурова Д. В. Влияние закалки из межкритического интервала температур (МКИТ) и последующего высокого отпуска на структуру и свойства сталей 40ХН и 40ХН2МА. *Вісник Приазовського державного технічного університету* : зб. наукових праць. ПДТУ, Маріуполь, 2013. Вип. 26. С. 93–99.
13. Бобырь С. В., Левченко Г. В., Нефедьева Е. Е., Хулин А. А. Влияние изотермической закалки на структурное состояние и свойства арматурного

проката из стали 30ГС. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2014. Вып. 29. С. 240–245.

14. Счастливцев В. М., Калетина Ю. В., Фокина Е. А., Калетин А. Ю. О роли остаточного аустенита в структуре легированных сталей и влиянии на него внешних воздействий. *Физика металлов и металловедение*. 2014. Т. 115. № 9, С. 962–976.
15. Майсурадзе М. В., Куклина А. А., Лебедев Д. И., Леонтьева А. А. Стабилизация остаточного аустенита при бейнитном превращении в стали 25Г2С2Н2МА. *Уральская школа молодых металлосведов*. Сборник материалов XX Международной научно-технической конференции, г. Екатеринбург, 3–7 февраля 2020 г., Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2020. С. 223–226.
16. Калетин А. Ю., Калетина Ю. В. Роль остаточного аустенита в структуре бескарбидного бейнита конструкционных сталей. *Физика металлов и металловедение*. 2018. Т. 119. № 9. С. 946–952.
17. Калетина А. Ю., Калетина Ю. В. Эволюция структуры и свойств кремнистых сталей при фазовом переходе аустенит-бейнит. *Физика твердого тела*. 2015. Т. 57. Вып. 1. С. 56–61.
18. Bobyr S. V., Krot P. V., Levchenko G. V., Baranovska O. E., Loschkarev D. V. Influence of modes of thermal hardening and the subsequent cryogenic processing on structure and properties of steel 38Ni3CrMoV. *Metalozn. obrobka met.* 2021. 98 (2). P.p. 14–22. <https://doi.org/10.15407/mom2021.02.014>

## Reference

1. Gulyayev A.P. (1977). *Termicheskaya obrabotka stali [Heat treatment of steel]*, Moskva: Metallurgiya, 1977. 647 p. [In Russian].
2. Zhang K., Zhang M., Guo Z., Chen N., Rong Yo. (2011). A new effect of retained austenite on ductility enhancement in high-strength quenching–partitioning–tempering martensitic steel. *Materials Science and Engineering A, 2011*, 528, 8486–8491. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.07.049>
3. Schastlivtsev V.M., Kaletina YU.V., Fokina Ye.A., Kaletin A.YU. (2014). Vliyaniye skorosti okhlazhdeniya na kolichestvo ostatechnogo austenita pri beynitnom prevrashchenii [Effect of cooling rate on the amount of retained austenite upon bainitic transformation]. *Fizika metallov i metallovedeniye [The Physics of Metals and Metallography]*, 2014, Vol. 115, 10, 1052-1063. <https://doi.org/10.7868/S0015323014100143> [In Russian].
4. Sadovskiy V.D., Fokina Ye.A. (1986). *Ostatechnyy austenit v zakalennoy stali [Retained austenite in hardened steel]*. Moskva: Nauka, 1986, 113 p. [In Russian].
5. Mirzayeva D.A., Sozykina S.A., Makovetskiy A.N., Krasnotalova A.O., Yusupova L.I. (2019). Dilatometricheskoye issledovaniye obrazovaniya martensita i effektiv stabilizatsii austenita v vysokokhromistoy trubnoy stali [Dilatometric study of the formation of martensite and of the effects of stabilization of austenite in high-chromium pipe steel]. *Fizika metallov i metallovedeniye [The Physics of Metals and Metallography]*, 2019, Vol. 120, 8, 840-844. <https://doi.org/10.1134/S0031918X19060085> [In Russian].
6. Tsukanov V.V., Ziza A.I. (2015). Sovershenstvovaniye rezhimov termoobrabotki

- stali marok 35KHN3MFA i 38KHN3MFA s tsel'yu povysheniya soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu. Issledovaniye prevrashcheniya ostatochnogo austenita [Improving of heat treatment modes for 35KhN3MFA and 38KhN3MFA steel grades to increase resistance to brittle fracture. Examination of the residual austenite transformation]. *Voprosy materialovedeniya [Materials science issues]*, 2015, Vol. 2, 82, 9–16. [In Russian].
7. Kurdyumov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I. (1977). *Prevrashcheniya v zheleze i stali [Transformations in iron and steel]*. Moskva: Metallurgiya, 1977, 238 p. [In Russian].
  8. Speer J.G., Matlock D.K., Cooman B.C., Schroth J.G. (2003). Carbon partitioning into austenite after martensite transformation. *Acta Materiala*, 2003, 51, 2611–2622. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00059-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00059-4)
  9. Edmonds D.V., He K., Rizzo F.C., Cooman B.C., Matlock D.K., Speer J.G. (2006). Quenching and partitioning martensite—A novel steel heat treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2006, 438, 25–34. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133>
  10. Sun J., Yu H. (2013). Microstructure development and mechanical properties of quenching and partitioning (Q&P) steel and an incorporation of hot-dipping galvanization during Q&P process. *Materials Science & Engineering A*, 2013, 586, 100–107. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.08.021>
  11. Jirkova H., Masek B., Wagner M.F.-X., Langmajerova D., Kucerova L., Tremel R., Kiener D. (2014). Influence of metastable retained austenite on macro and micromechanical properties of steel processed by the Q&P process. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 615, 163–168. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2013.12.028>
  12. Malinov L.S., Burova D.V. (2013). Vliyaniye zakalki iz mezhhriticheskogo intervala temperatur (MKIT) i posleduyushchego vysokogo otpuska na strukturu i svoystva staley 40KHN i 40KHN2MA [The impact of hardening from inter-critical temperature interval (ITI) and subsequent high tempering on the structure and properties of steels 40HN and 40HN2MA]. *Visnik Priazov's'kogo derzhavnogo tekhnichnogo universitetu: zb. naukovikh prats [Reporter of the Priazovskyi state technical university]*, 2013, 26, 93–99. [In Russian].
  13. Bobyr' S.V., Levchenko G.V., Nefed'yeva Ye.Ye., Khulin A.A. (2014). Vliyaniye izotermicheskoy zakalki na strukturnoye sostoyaniye i svoystva armaturnogo prokata iz stali 30GS [Influence on bainitic hardening properties and structural states of reinforcing rolled steel 30GS]. *Fundamental'nyye i prikladnyye problemy chernoy metallurgii [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy]*, 2014, 29, 240–245. [In Russian].
  14. Schastlivtsev V.M., Kaletina YU.V., Fokina Ye.A., Kaletin A.YU. (2014). O roli ostatochnogo austenita v strukture legirovannykh staley i vliyanii na nego vneshnikh vozdeystviy [On the role of retained austenite in the structure of alloyed steels and the effect of external factors], *Fizika metallov i metalovedeniye [The Physics of Metals and Metallography]*, 2014, Vol. 115, 9, 962–976. <https://doi.org/10.1134/S0031918X14090105> [In Russian].
  15. Maysuradze M.V., Kuklina A.A., Lebedev D.I., Leont'yeva A.A. (2020). Stabilizatsiya ostatochnogo austenita pri beynitnom prevrashchenii v stali

- 25G2S2N2MA [Stabilization of the Retained Austenite during the Bainite Transformation in HY-TUF Steel]. Ural'skaya shkola molodykh metalovedov: sbornik materialov XX Mezhdunarodnoy nauchno-tehnicheskoy konferentsii [Proceedings of of the XX International scientific and technical conference Ural school of young metal scientists], (g. Yekaterinburg, 3–7 fevralya 2020 g.), Yekaterinburg: Izd-vo Ural. un-ta, 2020. p.p. 223–226. [In Russian].
16. Kaletin A.YU., Kaletina YU.V. (2015). Rol' ostatochnogo austenita v strukture beskarbidnogo beynita konstruktsionnykh staley [The role of retained austenite in the structure of carbide-free bainite of construction steels]. *Fizika metallov i metallovedeniye [The Physics of Metals and Metallography]*, 2018, Vol. 119, 9, 946–952. [In Russian].
  17. Kaletina A.YU., Kaletina YU.V. (2015). Evolyutsiya struktury i svoystv kremnistykh staley pri fazovom perekhode austenit-beynit [Evolution of the structure and properties of silicon steels in the austenite-bainite phase transition]. *Fizika tverdogo tela [Physics of the Solid State]*, 2015, Vol. 57, 1, 56–61. <https://doi.org/10.1134/S106378341501014X> [In Russian].
  18. Bobyr S.V., Krot P. V., Levchenko G.V., Baranovska O.E., Loschkarev D.V. (2021). Influence of modes of thermal hardening and the subsequent cryogenic processing on structure and properties of steel 38Ni3CrMoV. *Metalozn. obrobka met*, 2021, 98, 2, 14–22. <https://doi.org/10.15407/mom2021.02.014>

**S. V. Bobyr'**, Dr. Sci., Senior Researcher Scientist, Lead researcher ORCID 0000-0001-6816-1554,

**E. V. Parusov**, Ph.D., Senior Researcher, Head of Department, ORCID 0000-0002-4560-2043

**G. V. Levchenko**, Dr. Sci., Professor, Head of laboratory, ORCID 0000-0003-1173-5320

**T. M. Golubenko**, Ph.D., Senior Researcher, ORCID 0000-0002-3583-211X

**I. M. Chuiko**, Ph.D., Senior Researcher, ORCID 0000-0002-4753-614X

*Iron and Steel Institute of Z. I. Nekrasov National Academy of Sciences of Ukraine*

## **REGULARITIES OF THE RETAINED AUSTENITE FORMATION IN THE COMPLEXLY ALLOYED STEEL (OVERVIEW)**

**Summary.** The purpose of the analysis is to determine the modes of heat treatment that affect the quality parameters of complex alloy steels. Steels, which contain chromium and significant amounts of other alloying elements (nickel, vanadium, molybdenum, etc.) are used for the production of the different metal products, which are working in hard operating conditions: rolling rolls, power equipment parts, piercing plug, etc. Retained austenite is always present in such steels and affects the properties of the final metal products. Should be include the following factors that increase the amount of retained austenite in complexly alloy steels: thermal stabilization of the austenite; redistribution of the carbon between the  $\alpha$ -phase and austenite during cooling in the temperature range of

«Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії». – 2021. – Випуск 35  
«Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoј metallurgii». – 2021. – Vyusk 35  
«Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2021. – Collection 35

the intermediate or bainitic transformation or during isothermal holding slightly above the  $M_p$  point; hardening from the intercritical temperature range; changing the cooling rate; the actual content of carbon and alloying elements; changing in the austenitization temperature, isothermal holding and heating temperature during hardening. The indicated factors should be considered during determining the final parameters of the heat treatment mode to control the amount of retained austenite in complexly alloy steels. Isothermal hardening from the  $\gamma$ - $\alpha$ -area is proposed to obtain a multiphase structure of 38HN3MFA steel. Using of the cryogenic treatment for the strengthening mode of the 38HN3MFA steel promotes the transformation of retained austenite into martensite and significantly increases the microhardness of the structural components of the steel.

**Keywords:** complexly alloyed steel, structure, retained austenite, hardness, isothermal hardening, cryogenic treatment.

**For citation:** *Bobyry' S.V., Parusov E.V., Levchenko G.V., Golubenko T.M., Chuiko I.M. Zakonomirnosti formuvannya zalyshkovoho austenitu v skladnolehovanykh stalyakh (ohlyad) [Regularities of the retained austenite formation in the complexly alloyed steel (overview)]. *Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy], 2021, 35, 223-235. (In Ukrainian). DOI 10.52150/2522-9117-2021-35-223-235*

*Стаття надійшла до редакції збірника 23.11.21 року,  
пройшла внутрішнє і зовнішнє рецензування  
(Протокол засідання редакційної колегії  
збірника № 4 від 22 грудня 2021 року)*