

УДК 621.746.68:669.15'26:621.785.5

## ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ТЕПЛОСТІЙКІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ

Є. Г. Афтанділянц

Національний університет біоресурсів і природокористування України, Україна.

*Стаття з спеціальності: 131 – прикладна механіка.*

*Кореспонденція автора: aftyev@yahoo.com.*

*Історія статті: отримано – квітень 2020, акцептовано – серпень 2020.*

*Бібл. 10, рис. 4, табл. 2.*

**Анотація.** На основі аналізу процесу експлуатації конструкційних сталей при підвищених температурах і напруженнях встановлено, що їх роботоздатність залежить від хімічного складу сталей, напруження, часу та температури експлуатації. Легування теплостійких конструкційних сталей направлено на зниження інтенсивності розвитку процесів знеміцнення, тобто перерозподілу легуючих елементів між твердим розчином і фазами виділення, їх коагуляції і зміни дефектності кристалічної структури. У статті приводяться результати дослідження ефективності впливу хімічного складу, температури, напруження і часу експлуатації на повзучість і довговічність конструкційних сталей. Розраховані аналітичні залежності відносного видовження у процесі повзучості та часу, при якому відбувається руйнування від хімічного складу теплостійких конструкційних сталей і таких експлуатаційних факторів, як температура, напруження та витримка. Встановлено, що повзучість і довготривалість теплостійких конструкційних сталей, в умовах експерименту, на 61–64 % визначається їх хімічним складом, 7–18 % температурою, 11 % часом витримки, 18–21 % напруженим станом. Показано, що легування азотом і ванадієм більш ефективно зніжує ступінь знеміцнення теплостійкої сталі в процесі повзучості, ніж легування молібденом, оскільки процес коагуляції карбідів і нітридів в сталях з азотом і ванадієм отримує менший розвиток, ніж карбідів в сталях, які леговані молібденом.

**Ключові слова:** сталь, теплостійкість, хімічний склад, температура, напруження, повзучість, довготривалість.

### Постановка проблеми

Дослідження впливу легуючих елементів на теплостійкість сталі виконані в численних роботах, наприклад [1–8], однак співвідношення ефективності впливу хімічного складу сталі і умов експлуатації (температура, напруга, час) на повзучість і довговічність виробів вивчено недостатньо.

### Аналіз останніх досліджень

Надійність і довговічність конструкційних сталей, що працюють при тривалому температуро - силовому впливі, визначаються рівнем і стабільністю фізико-механічних властивостей сталей, які залежать від властивостей твердого розчину, дефектів його кристалічної будови, властивостей, кількості, дисперсності і розподілом первинних і вторинних фаз виділення [1-4].

При високій нарузі і температурах довговічність Теплопровідність сталі невелика і руйнування відбувається транскристалітно. Зі зниженням напруги і температури довговічність значно збільшується і руйнування в разі відносно великих напружень і низьких температур контролюється утворенням на межах зерен клиновидних тріщин, а при відносно низьких напругах і високих температурах – пор.

Закономірність переходу від внутрізеренного до міжзеренного руйнування екстремально залежить від фізико-механічних властивостей сталі. Підвищення межі текучості вище оптимального рівня може призводити до більш раннього переходу від внутрізеренного до міжзеренного руйнування, оскільки в цьому випадку деформація локалізується в прикордонній області. С іншого боку, при більш низькому його значенні він може зміщуватися внаслідок збільшення швидкості знеміцнення меж, що пов'язано з інтенсифікацією процесу їх пошкодження клиноподібними тріщинами і порами.

Клиновидні тріщини утворюються в основному на межах, що розташовані перпендикулярно напрямку прикладеної напруги, внаслідок релаксації напружень зсуву вздовж межах зерен. Концентрація напружень зсуву перед межами відбувається в зв'язку з тим, що вони блокують площині ковзання дислокації. В умовах однакової загальної деформації скупчення дислокацій перед індивідуальної границею знижується при зменшенні розміру зерна і збільшення перешкод в його обсязі, що блокують їх рух.

Отже, зменшення розміру зерна і підвищення ступеня дисперсійного зміцнення теплопровідної сталі вже при термічній обробці повинно призводити до уповільнення процесу розвитку зернограничних клиновидних тріщин. Зародження пор пов'язано з

ковзанням по межах зерен і контролюється цим процесом. Ковзання відкриває порожнину близько сходинки, що утворилася на межі шляхом внутрізеренного ковзання. Зародження порожнини може відбуватися також близько частинки чужорідної фази, розташованої на межі, внаслідок того, що при ковзанні здійснюється відрив матриці від частки. Ковзання по межах зерен пов'язано з неконсервативним рухом граничних дислокацій. Чим дрібніше зерно, тим менше напруга необхідна для ковзання. Отже, зменшення розміру зерна з одного боку, може сприяти зародженню пор, так як знижується гранична напруга, а з іншого, - перешкоджати внаслідок зниження рівня локальної концентрації напруг на межі.

Зростання пор в температурному інтервалі експлуатації теплостійких конструкційних сталей здійснюється дифузійним шляхом в результаті стоку надлишкових вакансій, породжуваних ковзанням зерен, на зародки пор. З цього випливає, що не тільки зародження, але і зростання пор будуть залежати від співвідношення знижень порогового напруження ковзанням, пов'язаного зі зменшенням розміру зерна, і рівня напружень на межах, що визначається підвищенням ступеня внутрізеренної локалізації напруження дисперсною фазою.

В умовах експлуатації при підвищених температурах властивості не стабільні, тому що під впливом температурно-силового впливу розвиваються процеси перерозподілу легуючих елементів між твердим розчином і фазами виділення, їх коагуляції і зміни дефектності кристалічної структури. В результаті знижується час досягнення допустимих деформацій, руйнування і довговічність сталей. Тому, легування теплостійких сталей має вирішувати, перш за все, завдання зниження інтенсивності розвитку процесів знеміцнення при експлуатації.

Знеміцнення при впливі температуро силових навантажень відбувається внаслідок рекристалізації, перерозподілу легуючих елементів між твердим розчином і фазами виділення, коагуляції частинок зміцнюючої фази. Температура рекристалізації залежить від сил міжатомної взаємодії і в значній мірі визначається температурою початку ферито-аустенітного перетворення. Міцність міжатомних зв'язків в фериті збільшується легуючими елементами в послідовності Mo, Cr, W, а температура початку ферито-аустенітного перетворення підвищується в послідовності легування V, Cr, Mo, W. Ванадій не посилює міжатомну взаємодію, а навпаки, при легуванні їм воно дещо знижується. Разом з тим температура рекристалізації досить повно узгоджується з цими факторами тільки в чистому залізі. При цьому температура рекристалізації підвищується легуючими елементами в послідовності V, Cr, W, Mo. При наявності вуглецю ця закономірність порушується. Наприклад, при вмісті в сталі 0,35% C вона вже наступна Cr, Mo, W, V.

Механізм цього явища пов'язаний з гальмуванням розвитку центрів рекристалізації дисперсними карбідами. Гальмування початку рекристалізації тим істотніше, чим більше відношення об'ємної частки частинок до їх радіусу, тобто чим менше міжчастична

відстань. Вплив цього фактора значний, так як послідовність Cr, Mo, W, V узгоджується з поліпшенням термодинамічних і кінетичних параметрів виділення високодисперсної карбідної фази.

Поряд з підвищенням сил міжатомної взаємодії зміцнення твердого розчину при легуванні хромом, молібденом, вольфрамом, а також ванадієм, відбувається в результаті відмінності розмірів атомів заліза і легуючих елементів, що приводить до пружного спотворення кристалічної ґратки. В результаті підвищується напруга руху дислокацій, тобто міцність сталі.

За зростанням ступеня впливу на зміну параметра кристалічної решітки легуючі елементи розташовуються в наступній послідовності: Cr, V, Mo, W. Однак потенційні можливості твердорозчинного зміцнення в теплотривкій сталі не реалізуються, оскільки при експлуатації отримують розвиток процеси перерозподілу легуючих елементів між твердим розчином і карбідною фазою, що як правило збіднює твердий розчин, зміни хімічного складу і переходу карбідів з одного структурного стану в інше в послідовності  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ .

Наприклад, в термообробленому стані сталі 12X1MФ присутні чотири карбідні фази  $M_3C$  (основна), VC в високодисперсному стані і невелика кількість  $M_7C_3$  і  $M_{23}C_6$ . У початковий період експлуатації відбувається збільшення кількості складного карбіду  $M_7C_3$  на основі хрому та молібдену, а також незначне збільшення карбіду  $M_{23}C_6$ . Зі збільшенням тривалості експлуатації кількість  $M_7C_3$  практично не змінюється, а  $M_{23}C_6$  - послідовно зростає.

При інтенсивному розвитку процесу карбідних перетворень знеміцнення може відбуватися не тільки в результаті збіднення твердого розчину зміцнюючими елементами, але і зниження ступеня дисперсійного зміцнення. Це пов'язано не тільки з тим, що ряд нових карбідів, наприклад  $M_{23}C_6$ , формуються в основному у вигляді ланцюжків або окремих досить великих утворень по межах зерен.

Кінетика процесу карбідних перетворень залежить від розчинності вуглецю і карбідоутворюючих елементів в твердому розчині, об'ємної і зернограничної дифузійної рухливості їх атомів, тобто від чинників, які зумовлюють інтенсивність розвитку коагуляції карбідної фази. Разом з тим необхідно враховувати вплив домішок на теплову крихкість сталей, яку пов'язують з зернограничною сегрегацією домішок.

З огляду на те, що ванадій, як правило, пов'язаний в нітриди, карбіди або карбонітриди, зменшення їм теплового охрупчівання можна віднести на рахунок їх високої стійкості і коагуляції при експлуатації, так як розвиток зернограничної сегрегації домішок пов'язаний з процесів видозміни карбідної фази. Наприклад, при розчиненні карбідів, що існують на міжфазній поверхні сегрегації фосфору розсмоктовуються, атоми фосфору переходять в ферит і сегрегують на межі зерен.

Для отримання стабільної структури теплостійких конструкційних сталей їх легують хромом, молібденом, азотом, ванадієм та іншими елементами, а

відпуск, в процесі поліпшення, проводять при температурі, яка на 100-150 °С вище температури експлуатації виробів. У цих умовах інтенсивність розвитку процесів перерозподілу легуючих елементів між твердим розчином і фазами виділення, їх коагуляції і зміни дефектності кристалічної структури визначається хімічним складом сталі, напругою, температурою та часом експлуатації.

Рациональний вміст *вуглецю* в теплотривкій сталі залежить від умов експлуатації. Зі збільшенням температури і тривалості експлуатації воно знижується до 0,08-0,12%. Це сприяє уповільненню процесу перерозподілу легуючих елементів між твердим розчином і карбідною фазою і її коагуляції.

*Хром*, як і молібден, вольфрам гальмує дифузію вуглецю в фериті, а також підвищує температуру рекристалізації. Однак його вплив на тривалу міцність менше. Хром є обов'язковим елементом в теплотривкій конструкційній сталі і вводиться для підвищення її жаростійкості і корозійної стійкості.

*Молібден* є одним з основних легуючих елементів в конструкційних теплостійких сталях. Механізм підвищення молібденом тривалої міцності пов'язаний зі зміцненням твердого розчину внаслідок зниження дифузійної рухливості атомів і вакансій і швидкості руху дислокацій, а також з виділенням дисперсних карбідів  $\text{Mo}_2\text{C}$ , які гальмують рух дислокацій [5, 6].

Легування *вольфрамом* підвищує тривалу міцність менш ефективно, ніж молібденом. Зміцнення пов'язано з виділенням в фериті дисперсних карбідів  $\text{W}_2\text{C}$ . Як правило, легування вольфрамом здійснюють одночасно з молібденом для досягнення більш високої тривалої міцності. Ще більш високою тривалою міцністю володіють Cr-Mo-V- і Cr-W-Mo-V стали.

*Ванадій* є більш активним, ніж молібден карбидоутворюючим елементом. Виділення дисперсних карбідів VC, що більш стійкі до коагуляції, ніж  $\text{Mo}_2\text{C}$  призводить до підвищення вкладу дисперсійного зміцнення в теплостійкість сталі. Легування V підвищує, як ступінь твердіння твердого розчину, так і дисперсійного зміцнення [7, 8].

Присутність атомів ванадію в решітці  $\alpha$ -твердого розчину послаблює міжатомні зв'язку і не сприяє підвищенню температури початку рекристалізації. Зміцнення при підвищених температурах пов'язане з утворенням дисперсних карбідів ванадію.

Внаслідок його незначного розчинення в цементиті виділення карбіду ванадію відбувається безпосередньо з  $\alpha$ -твердого розчину і в основному завершується при відпуску.

Підвищення вкладу дисперсійного зміцнення в теплостійкість сталі сприяє також те, що зниження ванадієм розчинності вуглецю в твердому розчині знижує швидкість процесу коагуляції карбідних частинок, наприклад, при легуванні ванадієм в кількості 0,09-0,23% швидкість росту частинок  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  знижується в 5 разів. Одночасно утворюються умови і для підвищення вкладу твердорозчинного зміцнення, оскільки при комплексному збалансуванні вмісту вуглецю, молібдену, вольфраму і ванадію співвідношення ванадію і вуглецю визначає частку участі молібдену і вольфраму в зміцненні твердого розчину.

У Cr-Mo стали збіднення твердого розчину молібденом значно більше, ніж в Cr-Mo-V. Ванадій, зв'язуючи вуглець, перешкоджає утворенню карбідів молібдену. Наприклад, при збільшенні відношення V/C від 1 до 3,5 вміст молібдену в твердому розчині після нагрівання сталі при 540 °С протягом 100 тис. годин збільшується від 0,1 до 0,2%.

Разом з тим вирішальним фактором є зміцнення карбідами VC, так як рівень тривалої міцності Cr-Mo-V стали визначається в основному закономірністю виділення VC при відпуску, тобто кількістю, дисперсністю, формою і розташуванням частинок.

Укрупнення частинок карбіду ванадію з 70 до 150 нм і збільшення відстані між ними з 137 до 2950 нм знижує час руйнування зразків майже на два порядку. Прі відстані більшій 150 нм частинки вже не впливають на теплостійкість Cr-Mo-V- стали.

У разі Cr-Mo-V- стали більш ефективно реалізується механізм зміцнення фазовим наклепом. Виділення високодисперсних термічно стійких частинок VC по дислокаціях і субграніцях стабілізує цей вид зміцнення. Дослідження структури після експлуатації протягом 100 тис. годин показує незначну коагуляцію карбидванадієвої фази і збереження фрагментованих ділянок в обсязі бейнітних зерен. У Cr-Mo стали дислокації ефективно не закріплюються як при відпуску, так і в процесі повзучості. Дисперсні частинки  $\text{Mo}_2\text{C}$ , що виділяються на скупченнях дислокацій, швидко коагулюють, що призводить до збільшення відстані між ними.

Таким чином наведено, що дисперсійне зміцнення є визначальним фактором тривалої міцності сталі, тому, з огляду на більш високу термодинамічну стійкість нітридів і карбонітридів ванадію, ніж його карбідів, а також їх виділення безпосередньо з  $\alpha$ -твердого розчину при високому відпуску, природно розглядати легування конструкційної сталі азотом і ванадієм як метод подальшого підвищеної тривалої міцності теплостійких сталей. Більш того, з урахуванням рівня зниження зворотної відпускної крихкості конструкційної сталі з нітридванадієвим зміцненням, розглядати його як метод створення високоякісної теплотривкої безмолібденової сталі.

### Мета досліджень

Метою даної роботи є дослідження співвідношення ефективності впливу хімічного стану теплостійкої сталі, тобто молібдену, ванадію та азоту, а також температури, напруження та часу експлуатації на повзучість і довготривалість виробів та встановлення закономірності такого впливу.

### Результати досліджень

Теплостійкі конструкційні сталі виплавляли в 160 кг індукційної печі з основною футеровкою та заливали в сухі пісочно-глинисті тріфевідні форми з котрих виготовляли зразки діаметром 10 мм і розрахункової довжиною 50 мм для дослідження повзучості та довготривалості під навантаженням при

підвищених температурах на пристрої «ATS 2320». Градієнт температур при іспитах становив не більше  $\pm 0,1$  °C, точність визначення навантаження  $< 0,5\%$ , а деформації  $< 0,2$  мкм. Діаграми повзучості записувалися в режимі реального часу.

Хімічний склад сталей, температури їх гартування та відпуску наведені в таблиці 1.

**Таблиця 1.** Хімічний склад (мас. частка %), температури гартування ( $t_{\text{гарт}}$ , °C) та відпуску ( $t_{\text{відп}}$ , °C) сталей.  
**Table 1.** Chemical composition (wt. %), Tempering temperature ( $t_{\text{гарт}}$ , °C) and tempering ( $t_{\text{відп}}$ , °C) steels.

№ плавки	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	N	$t_{\text{гарт}}$ , °C	$t_{\text{відп}}$ , °C
	мас. частка %								
1	0,31	0,32	0,63	1,1	0,2	0	0,006	880	630
2	0,30	0,33	0,65	1,0	0	0,11	0,018	930	650
3	0,20	0,58	0,57	5,36	0,52	0	0,006	940	700
4	0,23	0,56	0,43	5,44	0	0,14	0,020	1020	700
5	0,22	0,56	0,44	5,37	0	0	0,007	1020	730
6	0,22	0,56	0,44	5,37	0	0,14	0,021	1050	700
7	0,23	0,56	0,43	5,44	0,2	0,14	0,020	1020	700
8	0,21	0,55	0,54	5,27	0	0,13	0,019	950	680

Експерименти виконували при температурах ( $t_{\text{ісп}}$ , °C) від 500 до 600 °C (середнє – 580°C), напруженнях ( $\sigma$ , МПа) від 65 до 240 МПа (середнє – 100 МПа), а у випадку повзучості час витримки зразків ( $\tau$ , год) змінювався від 18 до 4390 годин (середнє – 673 год).

Значення відносного видовження зразків ( $\delta$ , %) у процесі повзучості досліджених сталей складало від 0,3 до 55 % (середнє – 5,5 %), а часу ( $\tau_p$ , год), при якому відбувалось руйнування – від 22 до 4500 годин (середнє – 1360 год).

Відомо, що при аналізі впливу хімічного складу залізобуглецевих сплавів, на різноманітні властивості, поширено використовують такий емпіричний параметр, як вуглецевий еквівалент, який в залежності від призначення має різну формулу. Однак, еквівалент хімічного складу матеріалу, відносно будь-якого елемента, визначається, як сума добутку маси  $i$ -го елемента на відношення атомної маси елемента, відносно якого розраховується хімічний склад, до атомної маси  $i$ -го елемента [9].

Вуглецевий еквівалент ( $C_{\text{екв}}$ , мас. час. %) вищенаведених теплостійких сталей виражається наступною формулою:

$$C_{\text{екв}} = C + 0,429 \cdot Si + 0,218 \cdot Mn + 0,231 \cdot Cr + 0,235 \cdot V + 0,125 \cdot Mo + 0,857 \cdot N \quad (1)$$

Результати регресійного аналізу показали, що вплив хімічного складу теплостійких сталей ( $C_{\text{екв}}$ , мас. час. %) та таких експлуатаційних факторів, як температура ( $t_{\text{ісп}}$ , °C), напруження ( $\sigma$ , МПа), витримка ( $\tau$ , год) на відносне видовження у процесі повзучості ( $\delta$ , %) та час ( $\tau_p$ , год), при якому відбувається руйнування, описується наступними рівняннями.

$$\delta = 0,104 \cdot t_{\text{ісп}} + 0,105 \cdot \sigma + 0,002 \cdot \tau - 27,6 \cdot C_{\text{екв}} - 35,9 \cdot C_{\text{екв}}^2 + 16,8 \cdot C_{\text{екв}}^3 \quad (2)$$

$R=0,838$ ;  $F_{6/179}=70,4 > F_{T(99\%)}=1,5$ .

$$\tau_p = 88978 \cdot C_{\text{екв}} - 65387 \cdot C_{\text{екв}}^2 + 15611 \cdot C_{\text{екв}}^3 - 60,1 \cdot t - 29,3 \cdot \sigma \quad (3)$$

$R=0,858$ ;  $F_{5/35}=19,5 > F_{T(99\%)}=3,5$ .

Ефективність впливу факторів оцінювали по критерію Стьюдента [10], значення якого наведено в таблиці 2.

**Таблиця 2.** Значення критерія Стьюдента ( $t_{st}$ ) факторів рівняння (2) і (3).

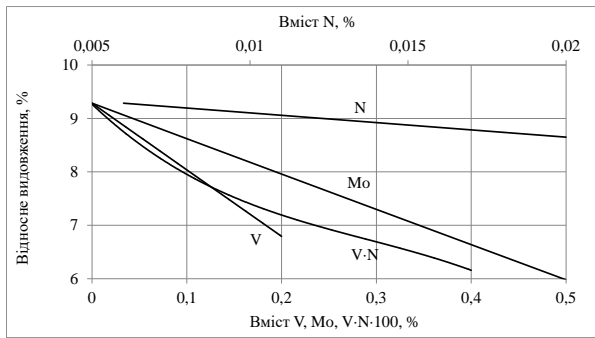
**Table 2.** The value of the Student's criterion ( $t_{st}$ ) factors of equations (2) and (3).

№ рівняння	$C_{\text{екв}}$	$C_{\text{екв}}^2$	$C_{\text{екв}}^3$	$t_{\text{ісп}}$	$\sigma$	$\tau$
2 ( $\delta$ )	4,7	5,0	6,2	2,0	4,4	2,9
3 ( $\tau_p$ )	5,1	4,9	4,1	4,2	4,9	-
Критичне значення критерія Стьюдента в умовах експериментів, при вірогідності 95%, складало 2,0						

Аналіз ефективності впливу факторів показав, що процес повзучості теплостійких сталей ( $\delta$ ), в умовах експерименту на 64% визначається їх хімічним складом, 7% температурою, 11% часом витримки, 18% напруженим станом. У випадку довготривалості вклад хімічного складу сталей складає 61%, температури – 18%, а напруження 21%.

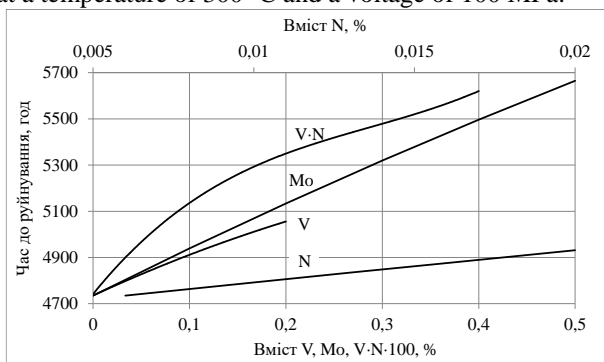
З використанням отриманих закономірностей (2) і (3) порівняли ефективність впливу молібдену, ванадію та сумісного впливу ванадію та азоту на повзучість (рис. 1) і довготривалість (рис. 2) теплостійких сталей.

Результати виконаних досліджень показують, що ступінь знеміцнення теплостійкої сталі з азотом і ванадієм в процесі повзучості менше, ніж сталі з молібденом. Леговані молібденом сталі, надають менше опір розвитку деформації (рис. 1) і, як наслідок, мають менший час до руйнування (рис. 2), ніж сталі з азотом і ванадієм.



**Рис. 1.** Вплив хімічного складу на повзучість теплостійкої сталі після витримки протягом 1000 годин при температурі 300 °С та напруженні 100 МПа. Базовий хімічний склад сталі (мас. частка %): C = 0,2; Si = 0,5; Mn = 0,5; Cr = 1,0; N = 0,006.

**Fig. 1.** The effect of chemical composition on the creep of heat-resistant steel after exposure for 1000 hours at a temperature of 300 °C and a voltage of 100 MPa.



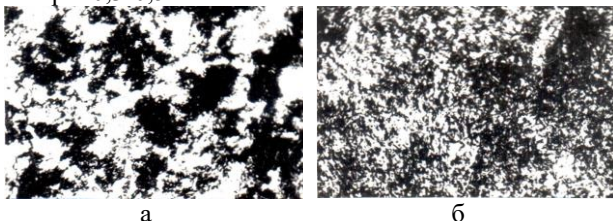
**Рис. 2.** Вплив хімічного складу на довготривалість теплостійкої сталі при температурі 500 °С та напруженні 65 МПа. Базовий хімічний склад сталі (мас. частка %): C = 0,2; Si = 0,5; Mn = 0,5; Cr = 1,0; N = 0,006.

**Fig. 1.** The effect of chemical composition on the creep of heat-resistant steel after exposure for 1000 hours at a temperature of 500 °C and a voltage of 65 MPa.

Металографічний аналіз показує, що сумісний вплив азоту і ванадію пов'язано з більш ефективною, ніж при легуванні молібденом, стабілізацією вторинної структури (рис. 3, 4). З рис. 4 видно, що процес коагуляції карбідів і нітридів в сталях з азотом і ванадієм отримує менший розвиток, ніж карбідів в сталях, які леговані молібденом.

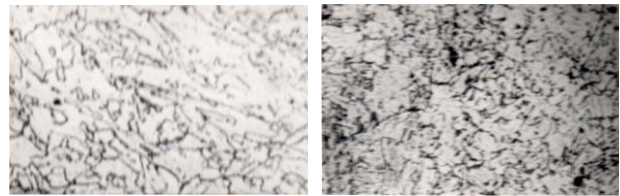
Після поліпшення в сталей, що леговані молібденом, відзначаються карбіди розміром 0,03-0,3 мкм, які розподілені в обсязі і по межах зерен.

Тривалий нагрів призводить до збільшення розмірів карбідів в матриці і їх кількості по межах зерен (рис. 4 а, в). У ділянках біля меж і на межах зерен відзначається значне збільшення виділень карбідів розмірів 0,3-0,5 мкм.



а

б



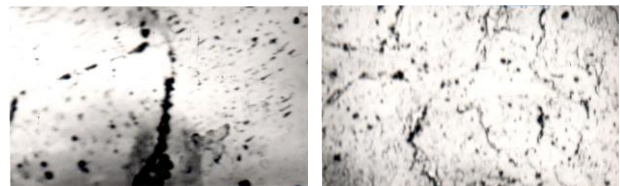
в

г

**Рис. 3.** Мікроструктура теплостійких сталей після випробувань на тривалу міцність при температурі 500°С (а, б) и 600°С (в, г) і напруженні 180 МПа (а, б) и 100 МПа (в, г). а, б х 500; в, г х 400. Хімічний склад і режими термічної обробки сталей згідно з таблицею 1.: а - плавка 1; б - 2; в - 3; г - 4. Час до руйнування: а - 2383 год; б - 4390 год; в - 317 год; г - 578 год.

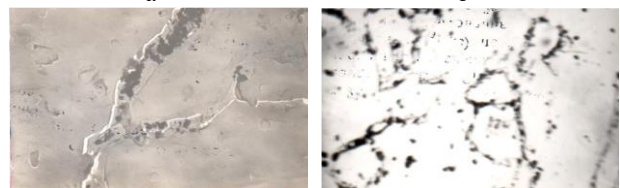
**Fig. 3.** Microstructure of heat-resistant steels after long-term strength tests at a temperature of 500 °C (a, b) and 600 °C (c, d) and a voltage of 180 MPa (a, b) and 100 MPa (c, d). а, б х 500; с, д х 400.

У сталях з азотом і ванадієм зміцнююча фаза розміром від 0,01 до 0,05 мкм розподіляється, в основному, в обсязі зерна (рис. 4 б). Після випробувань розмір часток збільшується до 0,02-0,07 мкм (рис. 4 г).



а

б



в

г

**Рис. 4.** Розподіл вторинних фаз в теплостійких сталях до (а, б) і після (в, г) випробувань на тривалу міцність при температурі 600 °С і напрузі 100 МПа. х 9000. Час до руйнування: в - 317 год; г - 578 год. Хімічний склад і режими термічної обробки сталей згідно з таблицею 1: а, в - плавка 3; б; г - 4.

**Fig. 4.** Distribution of secondary phases in heat-resistant steels before (a, b) and after (c, d) tests for long-term strength at a temperature of 600 °C and a voltage of 100 MPa. х 9000.

## Висновки

1. Результати виконаних експериментів показують, що з огляду на більш високу термодинамічну стійкість нітридів і карбонітридів ванадію, ніж його карбідів, а також карбідів молібдену, легування сталі азотом і ванадієм можна розглядати як ефективний метод підвищення тривалої міцності теплостійкої сталі.

## Список літератури

1. *Лепин Г. Ф.* Ползучесть металлов и критерии жаропрочности. Москва. Металлургия, 1976. 344 с.
2. *Куманин В. И.* Долговечность металла в условиях ползучести. Москва. Металлургия, 1988. 224 с.
3. *Антикайн П. А.* Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. Москва. Энергоатомиздат, 1990. 368 с.
4. *Березина Т. Г.* Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. Киев. Техніка, 1991. 120 с.
5. *Меськин В. С.* Основы легирования стали. Москва. Металлургия, 1964. 684 с.
6. *Keller H., Krisch A.* Der Einfluss der Carbidausscheidungen auf das Kriechverhalten warmfester Chrom - Molybdan - Stähle. Arch. Eisenhutt. 1977. S. 49-53.
7. *Foldyna V., Brardil V., Prinka T.* Chemické složení a mikrostruktury na zaručevuast nízkolegovane oceli 0,5%Cr-0,5%Mo-0,5%V. Huetn. listy. 1974. 29, №7. S. 487-495.
8. *Foldyna V., Iokobova A., Prinka T.* Influence of microstructure on creep properties of low-alloy ferritic Cr-Mo-V steels. Creep strengthsteels and high temp. alloys, Proc. Meet., Univ. Sheffield, 1972. London, 1974. P. 230-236.
9. Химическая энциклопедия: [в 5-и т.]. Гл. ред. И. Л. Кнунянц. Москва. Сов. энцикл., 1990. Т. 5. 783 с.
10. *Шведков Е. Л.* Элементарная математическая статистика в экспериментальных задачах материаловедения. Київ: Наукова думка, 1975. 111 с.

## References

1. *Lepin G. F.* (1976). Metal creep of and heat resistance criteria. Moscow. Metallurgija. 344.
2. *Kumanin V. I., Kovaleva L. A., Alekseev S. V.* (1988). The durability of the metal under creep. Moscow. Metallurgija. 224.
3. *Antikajn P. A.* (1990). Metals and strength analysis of boilers and pipelines. Moscow. Jenergoatomizdat. 368.
4. *Berezina T. G., Bugaj N. V., Trunin I. I.* (1991). Diagnostics and prediction of the durability of metal heat power plants. Kyie. Tehnika. 120.
5. *Mes'kin V. S.* (1964). Basics of alloying steel. Moscow. Metallurgija. 684.
6. *Keller H., Krisch A.* (1977). Der Einfluss der Carbidausscheidungen auf das Kriechverhalten warmfester Chrom - Molybdan - Stähle. Arch. Eisenhutt., 9, 49-53.
7. *Foldyna V., Brardil V., Prinka T.* (1974). Vliv chemického složení a mikrostruktury na zaručevuast nízkolegovane oceli 0,5%Cr-0,5%Mo-0,5%V. Huetn. listy. 29, 7. 487-495.
8. *Foldyna V., Iokobova A., Prinka T.* (1974). Influence of microstructure on creep properties of low-alloy ferritic Cr-Mo-V steels. Proc. Meet. Univ. Sheffield "Creep strength steels and high temp. alloys". London, 230-236.
9. *Knunyants I. L.* (Ed.). (1990) Chemical Encyclopedia. 1-5. Moscow. Sov. entsikl. 783.

10. *Shvedkov E. L.* (1975). Elementary mathematical statistics in experimental problems of materials science. Kyiv. Naukova dumka. 111.

## INFLUENCE OF CHEMICAL COMPOSITION ON HEAT RESISTANCE OF STRUCTURAL STEEL

*Ye. G. Aftandiljants*

**Abstract.** It is based of process analysis of structural steel operation at elevated temperatures and stresses, it is established that their workability depends with the chemical composition of steels and operation stress, time, temperature. The heat-resistant structural steels alloying is aimed for reducing the intensity of softening processes, that is, the redistribution of the alloying elements between the solid solution and the separation phases, their coagulation and changes of the crystal structure defects. The results of the study of chemical composition effect, temperature, stress and operation time on the creep and durability of structural steels are presented in the article. Analytical dependences of the relative elongation in the creep process and time at which the destruction of the chemical composition of heat-resistant structural steels and such operational factors as temperature, stress and holding are calculated. It is established that the creep and durability of heat-resistant structural steels, in the experiment conditions, are determined by their chemical composition in quantity 61–64 %, temperature 7–18 %, holding time 11 %, stress state 18–21 %. Nitrogen and vanadium alloying have been shown to more effectively reduce the softening degree heat-resistant steel during creep process than the molybdenum alloy, since the coagulation process of carbides and nitrides in steels with nitrogen and vanadium receives less development than carbides in steels alloyed by molybdenum.

**Key words:** steel, heat resistance, chemical composition, temperature, stress, creep, durability.

## ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

*Е. Г. Афтанділянц*

**Аннотация.** На основе анализа процесса эксплуатации конструкционных сталей при повышенных температурах и напряжениях установлено, что их работоспособность зависит от химического состава сталей, напряжения, времени и температуры эксплуатации. Легирование теплоустойчивых конструкционных сталей направлено на снижение интенсивности развития процессов разупрочнения, то есть перераспределения легирующих элементов между твердым раствором и фазами выделения их коагуляции и изменения дефектности кристаллической структуры. В статье приводятся результаты исследования эффективности влияния химического состава, температуры, напряжения и времени эксплуатации на ползучесть и долговечность конструкционных сталей. Рассчитаны аналитические зависимости относительного удлинения в процессе ползучести и времени, при котором происходит разрушение от химического состава теплоустойчивых конструкционных сталей и

таких эксплуатационных факторов, как температура, напряжение и выдержка. Установлено, что ползучесть и длительная прочность теплостойких конструкционных сталей, в условиях эксперимента, на 61–64% определяется их химическим составом, 7–18% температурой, 11% продолжительностью испытаний, 18–21% напряженным состоянием. Показано, что легирование азотом и ванадием более эффективно снижает степень разупрочнения теплостойкой стали в процессе ползучести, чем легирования молибденом, поскольку процесс коагуляции карбидов и нитридов в сталях с азотом и ванадием получает меньшее развитие, чем карбидов в сталях, которые легированные молибденом.

**Ключевые слова:** сталь, теплостойкость, химический состав, температура, напряжение, ползучесть, долговечность.

Є. Г. Афтанділянц ORCID 0000-0001-5864-9855.

