

PACS numbers: 62.20.D-, 62.20.fg, 81.05.Bx, 81.40.Lm, 81.40.Np

«Плато» на температурній залежності критичного напруження зсуву в бінарних і полікомпонентних твердих розчинах та в чистих металах

С. О. Фірстов, Т. Г. Рогуль

*Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України,
вул. Кржижановського, 3,
03142 Київ, Україна*

Одним із найцікавіших результатів, одержаних у процесі вивчення механічних властивостей бінарних і полікомпонентних твердих розчинів (високоентропійних стопів (ВЕС)), є наявність протяжного атермічного зміцнення, що зумовлює появу характерного «плато» на кривій температурної залежності критичного напруження зсуву $\tau_{кр}(T)$ (або відповідної межі плинності $\sigma_{0,2}(T)$) за температури вище $(0,2-0,35)T_{пл}$. З точки зору створення нових матеріалів, здатних витримувати механічні навантаження за високих температур, встановлення механізмів появи такого «плато» є вкрай актуальним. У представленій роботі розглянуто існуючі уявлення щодо особливостей температурної залежності критичного напруження зсуву в бінарних і полікомпонентних твердих розчинах порівняно з чистими металами. Запропоновано новий підхід для встановлення природи атермічного «плато» на кривих температурних залежностей критичного напруження зсуву $\tau_{кр}(T)$. Показано, що існування «плато» на залежності $\tau_{кр}(T)$ у твердих розчинах і в чистих металах за вказаних температур є по суті аномальним, оскільки за підвищення температури має місце помітне зменшення їхнього модуля Юнга, що відповідно повинно призводити і до зменшення критичного напруження зсуву $\tau_{кр}$. Проведений авторами аналіз свідчить, що фактором, який компенсує пов'язане зі зменшенням мо-

Corresponding author: Serhiy Oleksiyovych Firstov
E-mail: sfirstov@ukr.net

*I. M. Frantsevich Institute for Problems in Materials Science, N.A.S. of Ukraine,
3 Krzhizhanovsky Str., UA-03142 Kyiv, Ukraine*

Citation: S. O. Firstov and T. G. Rogul, 'Plateau' on Temperature Dependence of the Critical Shear Stress in Binary and Multicomponent Solid Solutions and in Pure Metals, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 44, No. 1: 127–140 (2022) (in Ukrainian).
DOI: [10.15407/mfint.44.01.0127](https://doi.org/10.15407/mfint.44.01.0127)

дуля пружності очікуване зниження $\tau_{кр}$, у чистих металах є зростання середніх квадратичних зміщень атомів з ідеальних положень в кристалічній ґратниці в результаті лінійного збільшення динамічних спотворень з підвищенням температури. У полікомпонентних твердих розчинах, окрім збільшення середніх квадратичних зміщень атомів, на залежність $\tau_{кр}(T)$ в області температур, де спостерігається «плато», також можуть мати вплив ефекти, подібні до динамічного деформаційного старіння, що супроводжуються неоднаковою рухливістю атомів різних елементів. Одержані результати можуть бути використані для вибору елементного складу багатокомпонентних жароміцних стопів, які будуть конкурентоспроможними у порівнянні з відомими традиційними стопами.

Ключові слова: температурна залежність критичного напруження зсуву, бінарні та полікомпонентні тверді розчини, модуль Юнга, атермічне зміцнення.

One of the most interesting results obtained in the study of mechanical properties of binary and multicomponent solid solutions (high-entropy alloys, HEAs) is the presence of long athermal hardening, which causes the appearance of a characteristic ‘plateau’ on the curve of temperature dependence of critical shear stress $\tau_{cr}(T)$ (or yield strength $\sigma_{0.2}(T)$) at temperatures above $0.2-0.35T_m$. From the point of view of creation of the new materials, that are able to withstand mechanical loads at high temperatures, determining mechanisms for the appearance of such a ‘plateau’ is extremely actual. In the presented work the existing representation about the features of the temperature dependence of the critical shear stress in binary and multicomponent solid solutions are considered in comparison with pure metals. A new approach for determining the nature of athermal ‘plateaus’ on the curves of temperature dependences of the critical shear stress $\tau_{cr}(T)$ is proposed. As shown, the existence of a ‘plateau’ in the $\tau_{cr}(T)$ dependence in solid solutions and in pure metals at the indicated temperatures is, in fact, anomalous, since with an increase in temperature there is a noticeable decrease in their Young’s modulus, which, respectively, should also lead to a decrease in the critical shear stress τ_{cr} . The authors’ analysis indicates that the factor that compensates for the expected decrease in τ_{cr} associated with a decrease in the elastic modulus in pure metals is an increase in the mean square displacements of atoms from ideal positions in the crystal lattice as a result of a linear increase in dynamic distortions of the crystal lattice with increasing temperature. In multicomponent solid solutions, in addition to an increase in the mean square displacements of atoms, the dependence $\tau_{cr}(T)$ in the temperature range where a ‘plateau’ is observed, effects similar to dynamic deformation aging, which are accompanied by unequal mobility of atoms of different elements, can also affect. The results obtained can be used to select the elemental composition of multicomponent heat-resistant alloys, which will be competitive in comparison with the known traditional alloys.

Key words: temperature dependence of critical shear stress, binary and multicomponent solid solutions, Young’s modulus, athermal hardening.

(Отримано 30 серпня 2021 р.; остаточн. варіант — 22 жовтня 2021 р.)

1. ВСТУП

Нині у ряді робіт [1–6] зазначена можливість створення на основі багатокомпонентних твердих розчинів, так званих високоентропійних стопів (ВЕС), стопів з унікальним комплексом фізико-механічних та функціональних властивостей, зокрема жароміцних стопів, які будуть конкурентоспроможними у порівнянні з відомими традиційними стопами. Ідея створення ВЕС викладена J. W. Yeh у 2004 році [7]. ВЕС містять не менше 5 основних елементів, атомна концентрація кожного з яких у стопі знаходиться між 5 і 35% і, відповідно, мають високу ентропію змішування. Мінімізація до цього ж вільної енергії Гіббса (G) ($G = H - TS$, де H — ентальпія, S — ентропія, T — абсолютна температура) сприяє утворенню однофазних багатоелементних твердих розчинів заміщення з простою кристалічною ґратницею (ОЦК, ГПУ, ГЦК).

ВЕС мають високу зносо- і корозійну стійкість, жароміцність, жаростійкість [8–11]. У роботах [5, 12] звернуто увагу на аномально високе твердорозчинне зміцнення ВЕС.

Водночас для створення нових матеріалів, здатних витримувати механічні навантаження за високих температур протягом визначеного часу, особливий інтерес викликає аналіз температурної залежності критичного напруження зсуву (або відповідної межі плинності) у твердих розчинах, зокрема природи протяжного атермічного зміцнення, яке виражене характерним «плато» на кривих температурних залежностей критичного напруження зсуву $\tau_{кр}(T)$ (межі плинності $\sigma_{0,2}(T)$) за температур вище $(0,2-0,35)T_{пл}$. У представленій роботі розглянуто існуючі уявлення щодо особливостей температурної залежності критичного напруження зсуву в бінарних і полікомпонентних твердих розчинах та проаналізовані ймовірні механізми появи «плато» на кривих температурної залежності критичного напруження зсуву (межі плинності) в твердих розчинах та в чистих металах.

2. ОСОБЛИВОСТІ ТЕМПЕРАТУРНОЇ ЗАЛЕЖНОСТІ КРИТИЧНОГО НАПРУЖЕННЯ ЗСУВУ (МЕЖІ ПЛИННОСТІ) У ТВЕРДИХ РОЗЧИНАХ

Згідно аналізу, виконаному в роботах [13, 14], критичне напруження зсуву $\tau_{кр}$ в чистих металах може бути описане як

$$\tau_{кр} = \tau_a + \tau_T(T, \dot{\epsilon}). \quad (1)$$

Перша складова τ_a у виразі (1) характеризує атермічне зміцнення, зумовлене існуванням бар'єрів рухові дислокацій, які не можуть бути подоланими за допомогою термічних флуктуацій. До та-

ких бар'єрів відносять межі зерен, частки другої фази, далекодійні напруження. Друга складова $\tau_T(T, \dot{\epsilon})$ (де T — температура, $\dot{\epsilon}$ — швидкість деформації) описує зміцнення, що вноситься бар'єрами, подолання яких можливе за допомогою термічних флуктуацій. Такими бар'єрами є бар'єри Пайерлса–Набарро, дислокації «лісу», пороги на гвинтових дислокаціях, вакансії, атоми легувальних елементів.

Згідно робіт [13–19] на рис. 1 показано схематичні залежності критичного напруження зсуву $\tau_{кр}$ для металів і твердих розчинів та модуля Юнга E від температури T . Для металів типову криву температурної залежності критичного напруження зсуву $\tau_{кр}$ умовно представлено кривою 1 [13–16]. За температур, нижчих T_1 (приблизно $0,1T_{пл}$), залежність $\tau_{кр}(T)$ може бути описана рівнянням прямої лінії, а в інтервалі температур $T_1 < T < T_2$ (приблизно $(0,1-0,2)T_{пл}$) носить експонентний характер. За температури 0 К $\tau_{кр} = U_0/V$, де U_0 — енергія активації, V — активаційний об'єм [13–15, 20]. Вище температури T_2 ($0,2T_{пл}$) і до температури T_3 ($(0,33-0,4)T_{пл}$) спостерігається слабка залежність $\tau_{кр}(T)$, обумовлена температурною залежністю модуля пружності E (крива 3 згідно роботи [19]). Вище темпе-

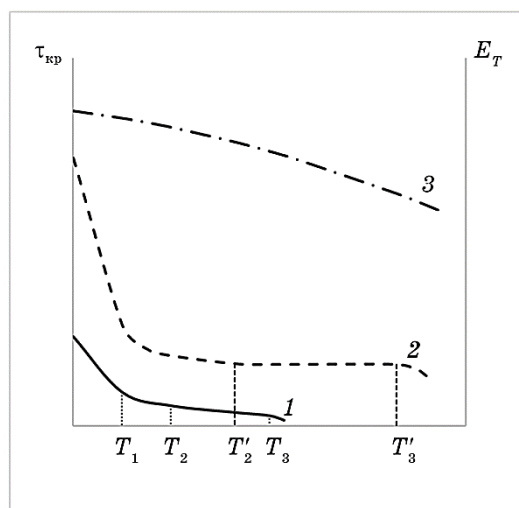


Рис. 1. Схематична залежність критичного напруження зсуву $\tau_{кр}$ від температури T : 1 — для металів [13, 14], 2 — для твердих розчинів (з урахуванням результатів [17, 18]) та 3 — модуля Юнга E від температури T (з урахуванням результатів [19]).

Fig. 1. Schematic dependence of the critical shear stress $\tau_{кр}$ on temperature T : 1—for metals [13, 14] 2—for solid solutions (taking into account the results [17, 18]), 3—schematic dependence of Young's modulus E on temperature T (taking into account the results [19]).

ратури T_3 включаються дифузійно-дислокаційні механізми деформації і спостерігається подальше ослаблення залежності $\tau_{кр}(T)$ (див., наприклад, [21]).

Крива 2 на рисунку 1 демонструє схематичну температурну залежність $\tau_{кр}(T)$ для полікомпонентних твердих розчинів, побудовану з урахуванням результатів [17, 18]. У роботах [17, 18] показано, що порівняно з чистими ГЦК-металами в бінарних і полікомпонентних ГЦК-твердих розчинах спостерігається як більш різка залежність термічної компоненти температурної залежності критичного напруження зсуву, так і суттєве збільшення її атермічної компоненти (рис. 2, а). Такий же ефект спостерігається і в полікомпонентних ОЦК-твердих розчинах порівняно з ОЦК-чистими металами. Водночас у бінарних ОЦК-твердих розчинах порівняно з чистими ОЦК-металами поруч з істотним збільшенням атермічної компе-

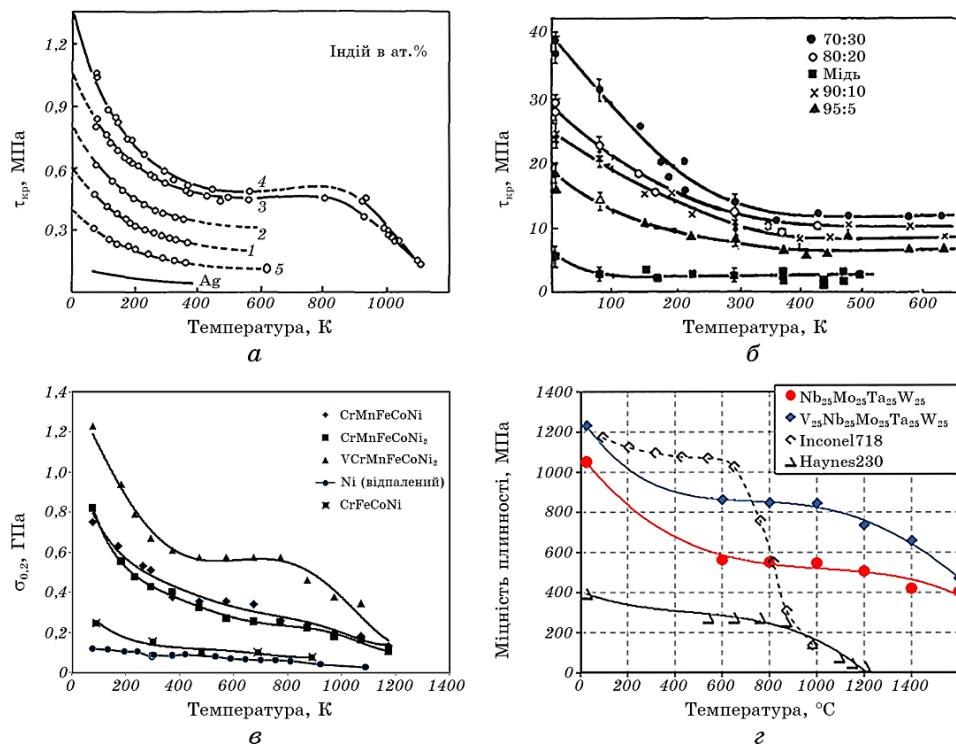


Рис. 2. Експериментальні температурні залежності критичного напруження зсуву для твердих бінарних ГЦК-розчинів Ag–In [34] (а) і Cu–Zn [35] (б) та полікомпонентних твердих розчинів (в) [17], (г) [12].

Fig. 2. Experimental temperature dependences of the critical shear stress for solid binary fcc solutions Ag–In [34] (a) and Cu–Zn [35] (б) and multicomponent solid solutions (в) [17], (г) [12].

нти критичного напруження зсуву спостерігається ослаблення її термічної компоненти — так зване розміцнення у випадку легування (solid-solution softening) [22].

Згідно результатів термоактиваційного аналізу [17, 18] у разі переходу від чистих ГЦК-металів до твердих розчинів енергія активації руху дислокацій U_0 змінюється відносно слабо, а головним чином зменшується активаційний об'єм V . Так, до прикладу, U_0 для Cu становить 0,11 еВ, для Cu–30Zn — 0,18 еВ, CrMnFeCoNi — 0,21 еВ, одночасно активаційний об'єм V зменшується від $2450 \cdot 10^{24} \text{ см}^3$ для Cu до $520 \cdot 10^{24} \text{ см}^3$ для Cu–30Zn і до $114 \cdot 10^{24} \text{ см}^3$ для CrMnFeCoNi. У випадку ОЦК-кристалічної ґратниці U_0 як у полікомпонентних, так і в бінарних твердих розчинах порівняна зі значеннями для чистих металів: до прикладу, 0,22 еВ для Fe, 0,20 еВ для Fe–4,03Mo і 0,22 еВ для AlTiVCrNbMo. Разом з тим, активаційний об'єм V в ОЦК-полікомпонентних твердих розчинах значно нижчий, ніж у бінарних, де спостерігається ослаблення термічної компоненти порівняно з чистими металами, і його можна порівняти зі значеннями для ОЦК-металів (а то і нижче): до прикладу, $84 \cdot 10^{24} \text{ см}^3$ для Fe, $38 \cdot 10^{24} \text{ см}^3$ для AlTiVCrNbMo і $176 \cdot 10^{24} \text{ см}^3$ для Fe–4,03Mo.

З одержаних результатів термоактиваційного аналізу слідує, що до посилення температурної залежності критичного напруження зсуву в полікомпонентних твердих розчинах порівняно з чистими металами призводить збільшення сил «тертя» з боку кристалічної ґратниці під час руху дислокацій.

Слід відмітити, що різниця у значеннях активаційного об'єму в ОЦК- і ГЦК-металах пов'язана з різною природою бар'єрів, які дислокації долають у цих металах за допомогою термічних флуктуацій зі зниженням температури, нижче $(0,15-0,2)T_{\text{пл}}$. Так в ОЦК-металах дислокації долають бар'єри Пайєрлса шляхом зародження і переміщення парних перегинів, а в ГЦК-металах бар'єри Пайєрлса низькі і температурно-швидкісна залежність напруження пластичності контролюється бар'єрами іншої природи: у чистих ГЦК-металах це перетин дислокацій «лісу», а у разі легування очевидно підвищення сил тертя обумовлено взаємодією дислокацій з домішковими атомами.

З проведеного аналізу видно, що завдяки скороченню відстані між точками закріплення дислокацій атомами легувальних елементів температурна залежність критичного напруження зсуву в ГЦК-твердих розчинах зі збільшенням концентрації легувальних елементів починає нагадувати таку для металів з ОЦК-ґратницею, у яких вона обумовлена бар'єрами Пайєрлса–Набарро (b.c.c.-like behaviour).

Щодо атермічного зміцнення твердих розчинів, то слід зазначити, що в існуючих моделях зміцнення бінарних твердих розчинів, найвідомішими з яких є моделі Мотта і Набарро [23], Фріделя [24], Флейшера [16], Лабуша [25], Сузукі [26], розглянуто саме атерміч-

не (температурно-незалежне) зміцнення і припускається, що дислокація є пружною лінією, а твердорозчинне зміцнення обумовлено, загалом, розмірною невідповідністю атомів легувального елемента і матриці, також відмінністю їхніх пружних постійних, тобто розглядається тільки взаємодія пружного типу між атомами розчиненої речовини і розчинника.

У роботі [27] показано, що аномально високе атермічне зміцнення полікомпонентних твердих розчинів [5] пов'язане зі зміною вектора Бюргерса уздовж дислокаційної лінії (як по довжині, так і по напрямку) і появою складової, яка є перпендикулярною до площини ковзання і пропорційною параметру $(\Delta a/a)_{\text{cp}} = \Sigma [c_i(a_i - a_{\text{екс}})]/a_{\text{екс}}$, що характеризує середнє значення розмірної невідповідності кристалічної ґратниці високоентропійного стопу (a_i та c_i — параметр кристалічної ґратниці та концентрація елемента, який входить в стоп, відповідно; $a_{\text{екс}}$ — параметр кристалічної ґратниці стопу). Наявність такої компоненти вектора Бюргерса викликає «неконсервативне» зміщення дислокаційних ділянок. Під час руху дислокації відбуваються нормальні до площини ковзання зміщення і, відповідно, виникає додаткова сила «тертя», пропорційна $G_{\text{cp}}(\Delta a/a)_{\text{cp}}$ (G_{cp} — модуль зсуву стопу). Тоді в еквіатомних високоентропійних стопах твердорозчинне зміцнення $\Delta\sigma$ в атермічній області може бути розраховане як [27]

$$\Delta\sigma = k(\Delta a/a)_{\text{cp}} G_{\text{cp}}. \quad (2)$$

Зауважимо, що для розрахунку зміцнення твердих розчинів можна використовувати середньоквадратичне зміщення атомів $\sqrt{U^2}$, яке визначається рентгенівським методом, містить як статичну, так і динамічну компоненту і характеризує реальні зміщення атомів [28]. Для ГЦК-стопів U^2 зручно розраховувати за відношенням інтенсивностей дифракційних ліній (111) і (222), а для ОЦК-стопів — за відношенням інтенсивностей ліній (110) і (220). У цьому випадку, очевидно, середньоквадратичні зміщення $\sqrt{U^2}$ визначають у напрямку, перпендикулярному площинам ковзання, і, по суті, встановлюють величину компоненти вектора Бюргерса, яка є нормальною до площини ковзання і поява якої у ВЕС згідно [27], пов'язана з наявністю дисторсій кристалічної ґратниці. Таким чином, логічно замінити вираз $(\Delta a/a)_{\text{cp}}$, що характеризує середнє значення розмірної невідповідності кристалічної ґратниці, виразом $\sqrt{U^2}/d_{hkl}$ (d_{hkl} — міжплощинна відстань), який описує усереднене значення реального, перпендикулярного площині ковзання дислокації зміщення і відображає появу складової вектора Бюргерса, яка є нормальною до площини ковзання. Тоді вираз (2) для розрахунку зміцнення $\Delta\sigma$ в атермічній області для полікомпонентних твердих розчинів записують у вигляді:

$$\Delta\sigma = k_1(\sqrt{U^2}/d_{hkl})G. \quad (3)$$

У роботі [29] на прикладі високоентропійного ГЦК-стопу CrMnFeCoNi показано, що обчислені з перших принципів значення U^2 (25,2 пм²) і значення U^2 (23,5 пм²), одержані методом рентгенівської дифракції, досить добре узгоджуються.

Саме тоді, як показано у роботі [30], прецизійно обчислені за шириною рентгенівських ліній мікронапруження II роду також можна розглядати як міру спотворення кристалічної ґратниці твердого розчину і використовувати для оцінки рівня твердорозчинного зміцнення. Мікронапруження II роду ($\varepsilon = \Delta d/d$, де Δd — максимальне відхилення міжплощинної відстані для даної інтерференційної лінії від середнього значення d) врівноважуються в об'ємі окремих кристалітів або частин кристалітів (мозаїчних блоків) і разом з розміром областей когерентного розсіювання (ОКР) призводять до розширення рентгенівських ліній порівняно з еталоном [28]. Авторами [30] запропоновано співвідношення між рівнем твердорозчинного зміцнення, модулем пружності і величиною мікронапружень II роду: $\Delta H = \alpha\varepsilon E$, до цього ж $\alpha \approx 22$. Зауважимо, що у роботі [31] на прикладі α -фази сталі, обробленої низькоенергетичними пучками йонів Цирконію або Нітрогену, також наголошується про пропорційність середньоквадратичних зміщень атомів $\sqrt{U^2}$ та мікронапружень II роду ε .

Температуру переходу від дислокаційного до дифузійного механізму деформації для ряду однофазних високоентропійних ОЦК-стопів еквіатомного складу визначено у роботах [32, 33] методом термоактиваційного аналізу температурної залежності напруження плинності. Показано, що у досліджених стопах температура переходу від дислокаційних до дифузійних механізмів деформації T_3' (рис. 1) зростає зі зниженням ентальпії змішування. Так, для стопу TiZrVNbTa з ентальпією $\Delta H = +0,2$ кДж/моль зазначена температура $T_3' = 675^\circ\text{C}$, а для стопу NbTaMoWRe з ентальпією $\Delta H = -8,7$ кДж/моль — $T_3' = 1265^\circ\text{C}$.

3. «ПЛАТО» НА ТЕМПЕРАТУРНІЙ ЗАЛЕЖНОСТІ КРИТИЧНОГО НАПРУЖЕННЯ ЗСУВУ (МЕЖІ ПЛИННОСТІ) У ТВЕРДИХ РОЗЧИНАХ

Як видно з рисунку 2 (крива 2), на температурній залежності критичного напруження зсуву $\tau_{кр}(T)$ (межі плинності $\sigma_{0,2}(T)$) у бінарних і полікомпонентних твердих розчинах за температур $T_2 < T < T_3$ спостерігається температурно-незалежне «атермічне» зміцнення, так зване «плато».

На появу такого «плато» у бінарних твердих розчинах звернено увагу в роботах [34, 35]. Наголошується, що тоді, як для чистих ме-

талів за температур вище приблизно $0,2T_{пл}$, критичне напруження зсуву $\tau_{кр}$ визначається «атермічним» компонентом і на залежності $\tau_{кр}(T)$ спостерігається слабе його зниження (рис. 1, крива 1), обумовлене температурною залежністю модуля пружності E , то у твердих розчинах $\tau_{кр}$ зовсім не залежить від температури в інтервалі температур $(0,33-0,66)T_{пл}$ і на залежності $\tau_{кр}(T)$ з'являється «плато» (рис. 1, крива 2). Зокрема зауважимо, що у ряді випадків «плато» на залежності $\tau_{кр}(T)$ спостерігається не тільки у твердих розчинах, а і в чистих металах, наприклад, для чистої міді (рис. 2, б).

Відзначимо, що порівняно з традиційними відомими жароміцними стопами типу Inconel та Haynes, де «плато» простягається до температур $\sim 0,35T_{пл}$, у деяких полікомпонентних стопах, наприклад, Nb25Mo25Ta25W25 та V20Nb20Mo20Ta20W20, «плато» простягається до більш високих температур $\sim 0,6T_{пл}$, що вказує на принципову можливість створення нового покоління жароміцних матеріалів на основі полікомпонентних твердих розчинів (рис. 2, з) [12]. Разом з тим, існування реально незалежного від температури «плато» на залежності критичного напруження зсуву від температури не можна пояснити існуванням бар'єрів, які дислокації не можуть подолати за допомогою термічних флуктуацій. Крім того, існування такого «плато» є аномальним, оскільки зниження модуля Юнга з підвищенням температури повинно призводити до зниження критичного напруження зсуву (рис. 1, крива 1), тому «плато» може спостерігатись тільки на температурній залежності $\tau_{кр}$, нормованого на відношення E_T/E_0 (де E_T і E_0 — модулі пружності за температури T і за температури 0 К, відповідно), а на залежності $\tau_{кр}(T)$ воно повинно бути відсутнім.

Нині не існує єдиної точки зору щодо пояснення появи «плато» на залежності $\tau_{кр}(T)$, хоча такі спроби і робили. Наприклад, у роботі [34] представлено розрахунок напруження «плато» у кристалах твердого розчину в припущенні, що довільно орієнтована дислокаційна петля довжиною L рухається під прикладеним напруженням і за високої концентрації розчинених атомів дислокаційний сегмент взаємодіє не з окремими атомами розчиненої речовини, а з усіма атомами розчиненої речовини вздовж сегмента в межах певного радіуса. У роботі припускається, що якщо сегмент дислокації вважається великим порівняно з атомними відстанями, то взаємодія з групами атомів призведе до атермічного процесу і, отже, напруження плинності не залежить від температури. За цією моделлю за допомогою статистичних методів розраховано значення напруження «плато» для кристалів твердого розчину. У роботі [36] появу «плато» в аустенітній неіржавкій сталі пов'язують з формуванням зовнішніх граничних зеренних дислокацій та швидкістю їх поширення. Запропоновано математичний опис такої моделі та дислокаційні умови на межі зерен, що ведуть до падіння межі плинності за

підвищених температур.

Водночас, вплив температурної залежності модуля пружності на зміну критичного напруження зсуву з підвищенням температури не враховано ні в одній з моделей, які описують появу «плато» на температурній залежності критичного напруження зсуву.

У роботах [19, 38] на основі даних, наведених в [39], показано, що залежність модуля Юнга E від температури досить добре описується виразом

$$E_m = E_0[1 - \varphi(T/T_{пл}) - \chi(T/T_{пл})^2], \quad (3)$$

де E_0 — значення модуля Юнга за температури 0 К, значення коефіцієнтів φ і χ для чистих матеріалів приблизно дорівнюють 0,2 і 0,3 відповідно. З підвищенням температури від 0 К до $0,5T_{пл}$ згідно залежності (3) модуль зменшується приблизно на 17%. Практично така ж саму температурну залежність модуля Юнга наведено і у роботі [40].

Зменшення модуля Юнга E_T з підвищенням температури повинно призводити до деякого зниження критичного напруження зсуву $\tau_{кр}$ і, відповідно, «плато» на температурній залежності критичного напруження зсуву повинно бути відсутнє. Водночас зі зниженням E_T і підвищенням температури повинно спостерігатись зростання нормованого на E_T/E_0 критичного напруження зсуву $\tau_{кр}$ або відповідної межі плинності $\sigma_{0,2} = \tau_{кр}/(E_T/E_0)$ або $\sigma_{0,2}/(E_T/E_0)$.

На рисунку 3, а наведено схему, на якій показані температурні залежності межі плинності $\sigma_{0,2}$, модуля Юнга E_T та межі плинності $\sigma_{0,2}$, нормованої на відношення $E_T/E_0 = \sigma_{0,2}/(E_T/E_0)$. Показано, що у разі зменшення E_T замість «плато» може спостерігатись підвищення температурної залежності $\sigma_{0,2}/(E_T/E_0)$, що також підтверджується експериментальними даними, одержаними для стопів Cu–20Zn і CrFeCoNiMn (рис. 3, б, в).

На наш погляд, фактори, які компенсують пов'язане із зменшенням модуля пружності очікуване зниження межі плинності у твердих розчинах за температури вище $(0,2-0,35)T_{пл}$ можуть бути наступними:

- 1) лінійне зростання динамічних спотворень кристалічної ґратниці (середньоквадратичних зміщень атомів) зі зростанням температури;
- 2) можливий прояв ефектів динамічного деформаційного старіння, які спостерігаються у ВЕС і описані, наприклад, у роботах [41–43].

Можна припустити, що вплив зниження модуля пружності у чистих металах компенсується зростанням динамічних спотворень кристалічної ґратниці (середньоквадратичних зміщень атомів через теплові коливання) з підвищенням температури, що своєю чергою призводить до збільшення критичного напруження зсуву (межі плинності) і, відповідно, появи «плато» на залежності критичного

напруження зсуву (межі плинності) від температури.

Роль другого фактору може бути суттєвою у полікомпонентних системах. Відомо, що в температурній області прояву ефектів динамічного деформаційного старіння спостерігається аномальна температурна залежність напруження плинності: з ростом швидкості деформування напруження плинності не збільшується, а зменшується і з підвищенням температури залишається або незалежними від збільшення швидкості деформування, або підвищується. У разі багатокомпонентних твердих розчинів можна вважати, що для атома кожного елемента такий ефект проявляється на певному інтервалі температур, що обумовлено несхожою рухливістю атомів різних елементів, і, відповідно, зумовлює утворення «плато» на те-

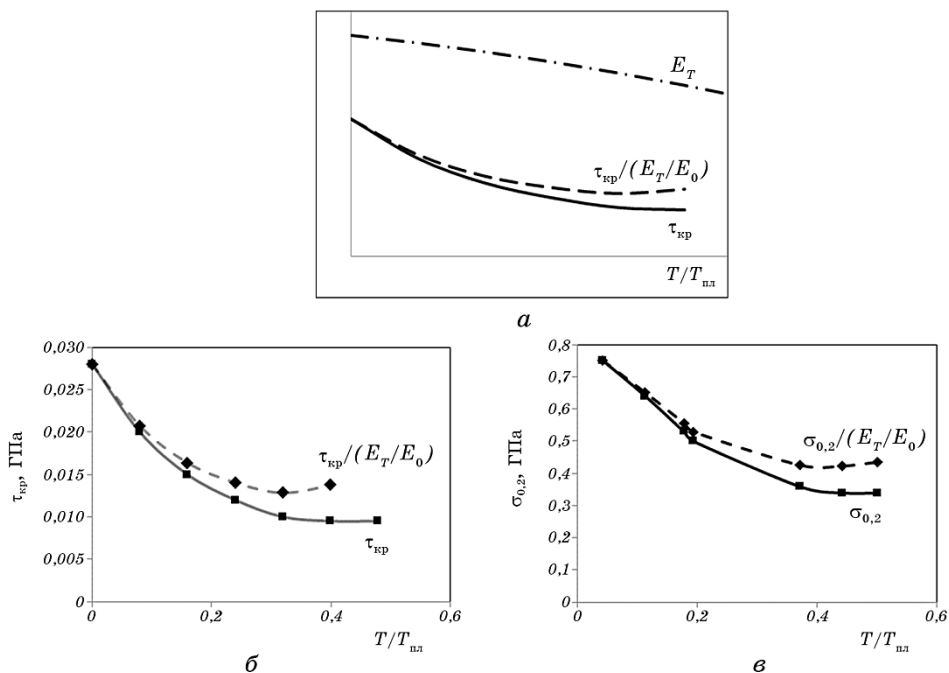


Рис. 3. Схема температурної залежності межі плинності $\sigma_{0.2}$, модуля Юнга E_T і межі плинності $\sigma_{0.2}$, нормованої на відношення E_T/E_0 (а); експериментальні температурні залежності критичного напруження зсуву $\tau_{кр}$ і межі плинності $\sigma_{0.2}$ та $\tau_{кр}$ і $\sigma_{0.2}$, нормованих на E_T/E_0 , для стопів Cu-20Zn (б) і CrFeCoNiMn (в).

Fig. 3. Scheme of temperature dependence of yield strength $\sigma_{0.2}$, Young's modulus E_T and yield strength $\sigma_{0.2}$, normalized to the ratio E_T/E_0 (a); experimental temperature dependences of the critical shear stress τ_{cr} and yield strength $\sigma_{0.2}$ and τ_{cr} and $\sigma_{0.2}$, normalized to the ratio E_T/E_0 , for alloys Cu-20Zn (b) and CrFeCoNiMn (c).

мпературній залежності критичного напруження зсуву (межі плинності).

У зв'язку з цим представляють інтерес дані робіт, згідно з якими температурний інтервал прояви ефекту типу Портевена–Лешательє розширюється у разі ускладнення складу стопу. Наприклад, у роботі [41] відзначається, що якщо у результаті випробувань в інтервалі температур 300–700°C за швидкості деформації $1 \cdot 10^{-4}$ /с для стопу CoNi відсутня зазубрена поведінка, то для стопу CoFeNi зубці спостерігаються за температур 400 і 500°C, для стопу CoCrFeNi — за температур 300, 400, 500 і 600°C, а для стопу CoCrFeMnNi — за температур 300, 325, 350, 375, 400, 500, 600 і 620°C. У роботі [43] зафіксовано прояви ефектів динамічного деформаційного старіння в аустенітній неіржавкій сталі 18Cr–9Ni–W–Nb–V–N за швидкості деформації у межах від $6,7 \cdot 10^{-6}$ до $1,3 \cdot 10^{-2}$ с⁻¹ в інтервалі температур від 530 до 680°C. До цього ж автори відзначають розширення температурного інтервалу існування «плато» на температурних залежностях межі плинності і граничної міцності на розрив до більш високих температур (від 350 до 740°C). Показано, що саме добавки W, Nb та V сприяють розширенню температурного інтервалу прояву ефектів динамічного деформаційного старіння.

4. ЗАКЛЮЧЕННЯ

Наявність протяжного атермічного зміцнення, яке зумовлює появу «плато» на температурній залежності критичного напруження зсуву (межі плинності) за температури вище $(0,2-0,35)T_{пл}$ у бінарних і полікомпонентних твердих розчинах, а також у деяких металах, по суті, є аномальним, оскільки зменшення модуля Юнга з підвищенням температури повинно призводити до зниження критичного напруження зсуву.

У чистих металах зниження модуля Юнга з підвищенням температури компенсується зростанням динамічних спотворень кристалічної ґратниці (середньоквадратичних зміщень атомів), що своєю чергою призводить до деякого збільшення критичного напруження зсуву (напруження плинності) і появи «плато» на температурній залежності критичного напруження зсуву (напруження плинності).

У бінарних і полікомпонентних твердих розчинах до появи «плато», окрім зростання динамічних спотворень кристалічної ґратниці, можуть призводити ефекти динамічного деформаційного старіння, які супроводжуються неоднаковою рухливістю атомів різних елементів. Одержані результати можуть бути використані для вибору елементного складу багатокомпонентних жаростійких стопів, які будуть конкурентоспроможними порівняно з відомими традиційними стопами.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА—REFERENCES

1. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, E. P. Pechkovskij, N. I. Danilenko, and M. V. Karpec, *Vestnik SamGTU. Seriya Fiziko-Matematicheskie Nauki* (2009) (in Russian).
2. Praveen Sathiyamoorthi and Kim Hyoung Seop, *Adv. Eng. Mater.*, **1**: 1700645 (2017).
3. H. Zhang, Y. Zhao, S. Huang, S. Zhu, W. Fu, and D. Li, *Materials*, **12**, No. 2: 720 (2019).
4. Y. Chen, Y. Li, X. Cheng, C. Wu, B. Cheng, and Z. Xu, *Materials*, **11**, No. 2: 208 (2018).
5. O. N. Senkov, G. B. Wilks, D. B. Miracle, C. P. Chuang, and P. K. Liaw, *Intermetallics*, **18**: 1758 (2010).
6. D. B. Miracle and O. N. Senkov, *Acta Mater.*, **122**: 448 (2017).
7. J. W. Yeh, S. K. Chen, S. J. Lin, J. Y. Gan, T. S. Chin, T. T. Shun, C. H. Tsau, and S. Y. Chang, *Adv. Eng. Mat.*, **6**: 299 (2004).
8. J. W. Yeh, Y. L. Chen, S. J. Lin, and S. K. Chen, *Mater. Sci. Forum*, **560**: 1 (2007).
9. M.-H. Tsai, *Entropy*, **15**: 5338 (2013).
10. S. A. Firstov, V. F. Gorban, N. A. Krapivka, E. P. Pechkovskij, N. I. Danilenko, and M. V. Karpets', *Vestnik SamGTU. Seriya Fiziko-Matematicheskie Nauki*, **19** (2009). (in Russian).
11. M. V. Karpets', O. M. Mislivchenko, O. S. Makarenko, N. A. Krapivka, V. F. Gorban, and S. Yu. Makarenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **36**, No. 6: 829 (2014) (in Russian).
12. O. N. Senkov, G. B. Wilks, J. M. Scott, and D. B. Miracle, *Intermetallics*, **19**, Iss. 5: 698 (2011).
13. Yu. V. Milman and V. I. Trefilov, *Mehanizm Razrusheniya Metallov* (Kiev: Naukova Dumka: 1966), p. 59 (in Russian).
14. V. I. Trefilov, Yu. V. Milman, and S. A. Firstov, *Fizicheskie Osnovy Prochnosti Tugoplavkikh Metallov* (Kyiv: Naukova Dumka: 1975) (in Russian).
15. H. Konrad, *Struktura i Mehanicheskie Svoystva Metallov* (Mocow: Metallurgiya: 1967), p. 225 (in Russian).
16. R. L. Fleischer, *The Strengthening of Metals* (Ed. D. Peckner) (New York: Reinhold Publishing Corp.: 1964).
17. S. A. Firstov and T. G. Rogul', *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 33 (2017) (in Russian).
18. S. A. Firstov and T. G. Rogul', *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 2: 219 (2018) (in Russian).
19. S. A. Firstov and G. F. Sarzhan, *Sbornik Nauchnykh Trudov 'Elektronnaya Mikroskopiya i Prochnost' Materialov'*, **20**: 71 (2014) (in Russian).
20. P. Haazen, *Fizicheskoe Metallovedenie* (Eds. R. U. Kan and P. Haazen) (Moscow: Metallurgiya: 1987), vol. 3, p. 187 (in Russian).
21. Z. Guo, N. Saunders, J. P. Schillé, and A. P. Miodownik, *MRS International Materials Research Conference (June 20, 2008, Chongqing, China)*, p. 9.
22. J. R. Stephens and W. R. Witzke, *NASA Scientific and Technical Publication* (Washington, D.C.: Lewis Research Center National Aeronautics and Space Administration: 1976).
23. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Rep. Conf. on Strength of Solids* (London:

- 1948), p. 1.
24. Zh. Fridel', *Dislokatsii* (Moscow: Mir: 1967) (in Russian).
 25. R. Labusch, *phys. status solidi*, **41**: 659 (1970).
 26. H. Suzuki, *Strength of Metals and Alloys* (Ed. H. J. McQueen) (Toronto: Pergamon: 1986).
 27. S. A. Firstov, T. G. Rogul', N. A. Krapivka, S. S. Ponomar'ov, V. V. Kovilyav, and M. V. Karpets', *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, **2**: 9 (2013) (in Russian).
 28. A. A. Rusakov, *Rentgenografiya Metallov* (Moscow: Atomizdat: 1977) (in Russian).
 29. Norihiko L. Okamoto and Katsushi Tanaka, *AIP Advances*, **6**, No.12: 125008-1 (2016).
 30. O. V. Sobol', V. F. Gorban', M. O. Krapivka, T. G. Rogul', and S. O. Firstov, *Poroshkovaya Metalurgiya*, 11/12: 127 (2020) (in Russian)
 31. O. B. Perevalova, A. V. Panin, and E. O. Tyurin, *Fazovye Perekhody, Uporyadochennye Sostoyaniya i Novye Materialy*, 28 (2013) (in Russian).
 32. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, E. P. Pechkovskij, and A. V. Samelyuk, *Deformatsiya i Razrushenie Materialov i Nanomaterialov* (Moscow: IMET RAN: 2011) (in Russian).
 33. S. A. Firstov, V. F. Gorban', N. A. Krapivka, E. P. Pechkovskij, and A. L. Eremenko, *Kompozity i Nanomaterialy*, **3(6)**: 125 (2014) (in Russian).
 34. O. Boser, *Metall. Mater. Trans. B*, **3**: 843 (1972).
 35. T. E. Mitchell, *Progr. Appl. Mater. Res.*, **6**: 117 (1964).
 36. P. Haasen, *Z. Metallk.*, **55**: 55 (1964).
 37. R. A. Varin, K. Kurzydowski, and K. Tangri, *Mater. Sci. Eng.*, **80**: L5 (1986).
 38. D. Zakarian, A. Khachatrian, and S. Firstov, *Metal Powder Rep.*, **74**: 204 (2019).
 39. B. M. Drapkin, *Izv. AN SSSR. Metally*, **3**: 193 (1980) (in Russian).
 40. V. S. Zolotarevskij, *Mekhanicheskie Svoystva Metallov: Uchebnik dlya Vuzov* (Moscow: Metallurgiya: 1983) (in Russian).
 41. R. Carroll, C. Lee, C.-W. Tsai, J.-W. Yeh, J. Antonaglia, B. A. W. Brinkman, M. LeBlanc, X. Xie, S. Chen, P. K. Liaw, and K. A. Dahmen, *Sci. Rep.*, **5**: 16997 (2015).
 42. B. Wang, X. Huang, A. Fu, Y. Liu, and B. Liu, *Mater. Sci. Eng. A*, **726**: 37 (2018).
 43. I. Nikulin, R. Kaibyshev, and V. Skorobogatykh, *J. Phys.: Conf. Ser.*, **240**: 012071 (2010).