

Вплив Al, Cr, Mo, Zr, Si і C на температурні інтервали зміцнення багатокomпонентних сплавів на основі ніобію

М. П. Бродніковський*, А. С. Кулаков, М. О. Крапівка,
Ю. Є. Зубець, Д. М. Бродніковський

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

*E-mail: nbrodnik@gmail.com

Вивчено вплив легування і швидкості деформації на особливості прояву температурних інтервалів, в яких відбувається зміцнення сплавів ніобію, легованих Ti, Al, Cr, Mo, Zr, Si, C. Встановлено, що в багатокomпонентних твердих розчинах на основі ніобію до досить високих температур забезпечується більш ефективне зміцнення, ніж в дисперсно-зміцнених карбідами сплавах. Показано, що в багатокomпонентних сплавах ніобію, які представляють собою твердий розчин, підбором легуючих елементів можна в широких межах керувати проявом високотемпературного піку зміцнення. Є можливість змінювати температурний інтервал прояву піку, його висоту, чутливість до швидкості деформації. Поява високого температурного піку зміцнення пояснюється втратою стабільності багатокomпонентного твердого розчину під час деформації в полі дислокацій, що приводить до виділення дисперсних частинок другої фази, які закріплюють дислокації.

Ключові слова: багатокomпонентні ніобієві сплави, структура, температурна залежність міцності.

Вступ

Розвиток жароміцних сплавів на основі ніобію почався у шістдесяті роки минулого століття з отримання сплавів з щільністю 9,2—9,7 г/см³. Сплави представляли собою зміцнений молібденом і(або) вольфрамом твердий розчин на основі ніобію, додатково дисперсно-зміцнений виділеннями карбіду цирконію [1, 2]. Сплави пластичні за кімнатної температури, мають високу жароміцність, але низька жаростійкість і висока щільність обмежують їх використання.

Нові підходи для зниження щільності і підвищення жаростійкості сплавів ніобію почали застосовуватися з двохтисячних років. Сплави з щільністю 7—7,5 г/см³ вдалося виготовити на основі евтектики Nb—Nb₅Si₃ [3]. Вони мають високу жаростійкість і жароміцність, однак низьку технологічну пластичність. Для отримання сплавів з щільністю 6,25—7,2 г/см³ в 2010-і роки був застосований новий спосіб управління фазовим складом і механічними властивостями матеріалу, який швидко розвивається в даний час. Ідея полягає у використанні багатокomпонентних сплавів з високим відсотковим вмістом складових елементів, в яких висока ентропія змішування забезпечує утворення, часто, тільки однієї фази — твердого розчину з ОЦК або ГЦК структурою. Особливістю таких високоентропійних сплавів є термічна стійкість до високих гомологічних температур, висока міцність, зносо- і корозійна стійкість [4, 5].

© М. П. Бродніковський, А. С. Кулаков, М. О. Крапівка, Ю. Є. Зубець,
Д. М. Бродніковський, 2020

Air Force Laboratory (США) в 2013 р. запропонувала багатоконпонентний ніобієвий сплав з $\rho = 6,57 \text{ г/см}^3$, який володіє хорошою пластичністю за кімнатної температури, але різко втрачає міцність за температур вище $800 \text{ }^\circ\text{C}$ [6].

У роботах [7—16] показано можливість створення перспективних жароміцних сплавів на основі системи Nb—Ti—Al, легованих Cr, Zr, Mo і Si, з щільністю $6,3\text{—}7,4 \text{ г/см}^3$ і жаростійкістю на 2 порядки вище, ніж у ніобію, які знайшли кінцевих користувачів в авіаційній і космічній техніці. Було встановлено, що варіювання хімічної активності компонентів, співвідношення їх атомних радіусів і величини ентропії змішання шляхом зміни складу і співвідношення компонентів сплавів цієї системи дозволяє переходити від однофазних ОЦК твердих розчинів до евтектичних сплавів. Також визначено, що висока жароміцність досягається в сплавах, в яких в області температур $800\text{—}1100 \text{ }^\circ\text{C}$ спостерігається зростання напруги деформування до двох разів. Цей ефект не обговорювався раніше в ході дослідження високоентропійних сплавів. На нашу думку, він викликаний динамічним деформаційним старінням (ДДС) в результаті гальмування дислокацій виділеннями на них [17—20]. Відбувається втрата стабільності твердого розчину в полі дислокацій, які забезпечують деформацію.

Метою цієї роботи є вивчення впливу легування і швидкості деформації на виникнення і особливості прояву температурних інтервалів, в яких відбувається зміцнення сплавів ніобію, легованих Ti, Al, Cr, Mo, Zr, Si, C.

Матеріали і методика експерименту

Для виплавки сплавів брали матеріали чистотою 99,9% (мас.). Плавку здійснювали в аргонно-дуговій установці з невитратним вольфрамовим електродом в мідних ямкових тиглях з водяним охолодженням в атмосфері аргону. Для очищення аргону проводили попередній переплав гетера Ti—Zr, який поглинав з атмосфери печі домішки кисню, азоту, парів води і вуглецевих сполук. Після сплаву компонентів зливки переплавлили ще 4—5 разів для гомогенізації складу. Для видалення усадочної раковини поверхню зливка оплавливали дугою малої потужності. Час підігріву верхньої частини зливка підбирали так, щоб створити і підживлювати рідким металом фронт кристалізації з забезпеченням мінімальної швидкості його просування.

Механічні випробування на одновісний стиск виконані на устаткуванні виробництва Науково-дослідного і конструкторського інституту випробувальних машин, приладів та засобів вимірювання мас (НИКИМІ, м. Москва) з гідромеханічним приводом в температурному інтервалі $20\text{—}1200 \text{ }^\circ\text{C}$. Швидкість деформації змінювали в межах $10^{-1}\text{—}10^{-4} \text{ с}^{-1}$. Датчик фіксував переміщення траверси. Випробування до $500 \text{ }^\circ\text{C}$ здійснювали на універсальній машині 1231У-10 на повітрі, вище $500 \text{ }^\circ\text{C}$ — у вакуумі $2 \cdot 10^{-3} \text{ Па}$ на машині типу 1246. Машини модернізовані і мають комп'ютерну систему для реєстрації результатів механічних досліджень. Обидві установки забезпечують необхідний набір швидкостей деформації.

Металографічні дослідження проводили на оптичному мікроскопі МІМ-9 з приставкою для реєстрації зображення на комп'ютер.

Для приготування шліфів вирізані зразки шліфували на шліфувальному папері різної зернистості і алмазними пастами, потім полірували на фетрі з водою до дзеркального блиску.

Фазовий рентгеноструктурний аналіз виконаний на установці ДРОН-3 з рентгенівською трубкою з мідним анодом (CuK_α -випромінювання).

Результати експериментів

Вибір компонентів для розроблених сплавів обумовлений необхідністю мати високу температуру плавлення, низьку щільність і високу стійкість до окиснення. Для реалізації поставленого завдання оптимальними є компоненти Nb, Cr, Al, Zr, Ti, Mo, Si.

Введення в сплави хрому, титану, алюмінію і кремнію значно збільшує жаростійкість сплавів. Добавка цирконію подрібнює зеренну структуру сплавів. Для обраних елементів характерне утворення інтерметалідів.

Склади досліджуваних сплавів представлені в таблиці. Сплави підбиралися для дослідження впливу на структуру і температурну залежність границі плинності ніобію (сплав 1) як твердорозчинного і дисперсійного зміцнення, що використовувалось для сплавів ніобію у 1960—70 роки (сплав 2), так і багатокомпонентного легування з утворенням твердого розчину різної стабільності (сплави 3—5).

Мікροструктури сплавів представлені на рис. 1. Сплав 1 (рис. 1, а) є переплавленим чистим ніобієм. Після кристалізації в ньому утворилися великі зерна розміром близько 700 мкм. Відпал зливка в результаті повільного охолодження з підігрівом дугою перетворює зерна в класичні багатогранники. Через великі градієнти температур в зливку у ході аргонно-дугової плавки термічні напруги викликали деформацію зерен, що кристалізувалися. Про це свідчить внутрішня субструктура зерен, яка є результатом полігонізації в процесі відпалу. Добре сформована полігональна структура вказує на чистоту металу.

У сплаві 2 (рис. 1, б, в) спостерігаються великі зерна твердого розчину на основі ніобію, відпал яких до багатогранників загальмований через виділення карбиду цирконію. Як і в сплаві 1, зерна деформовані термічними напруженнями. Однак виділення гальмують процес полігонізації всередині зерен. Фіксуються хаотично розташовані обривки субструктури, закріплені виділеннями.

Сплав 3 (рис. 1, г) являє собою твердий розчин з чотирьох компонентів. Наявність значного температурного інтервалу кристалізації, характерного для багатокомпонентних твердих розчинів, призводить до утворення розсіяної пористості (темні точки). Виділень другої фази немає, про що свідчить як відпал до появи багатогранників великих зерен, які утворилися після кристалізації, так і розвинена полігонізація всередині зерен деформованої структури, котра виникла через великі градієнти температури під час охолодження після плавки.

Склад сплавів, що досліджувались

Номер сплаву	Склад, % (ат.)							
	Nb	Cr	Ti	Zr	Mo	Al	Si	C
1	100	0	0	0	0	0	0	0
2	91,4	0	0	1,5	7	0	0	0,1
3	42	10	43	0	0	5	0	0
4	42	10	42,5	0	0	5	0,5	0
5	57	10	16	0	7	10	0	0

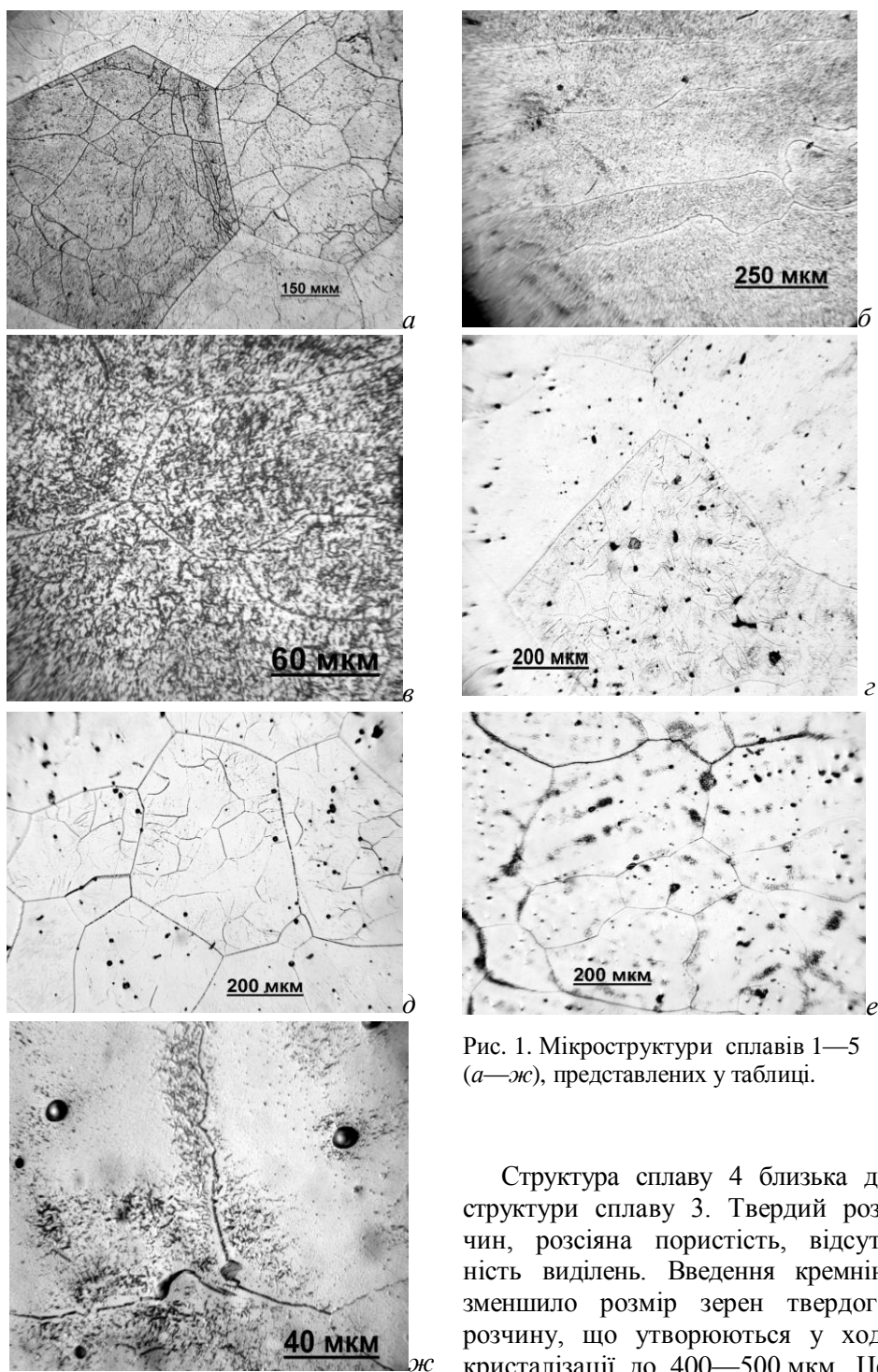


Рис. 1. Мікроструктури сплавів 1—5 (а—ж), представлених у таблиці.

Структура сплаву 4 близька до структури сплаву 3. Твердий розчин, розсіяна пористість, відсутність виділень. Введення кремнію зменшило розмір зерен твердого розчину, що утворюються у ході кристалізації, до 400—500 мкм. Це полегшило їх відпал до появи багатогранників і полігонізація всередині зерен завершилася повніше.

Сплав 5 (рис. 1, е, ж) теж представляє собою однофазний твердий розчин. У ньому спостерігається розсіяна пористість, виділення відсутні. Доданки тугоплавкого молібдену значно подрібнили зерна твердого розчину, що утворюються в процесі кристалізації. Значне розширення

температурного інтервалу кристалізації з введенням тугоплавкого молібдену посилює розсіяну пористість. Додатково утворюються скупчення дуже дрібної пористості розміром 0,5—1 мкм біля границь зерен і більших пор розміром 8—10 мкм (рис. 1, ж).

Таким чином, металографічні дослідження показали, що сплави 1, 3—5 представляють собою однофазні тверді розчини на основі ніобію. Це підтверджує і рентгеноструктурний аналіз (рис. 2), який фіксує тільки ОЦК фазу. Сплав 2 — дисперсно-зміцнений твердий розчин. Виділення в ньому дисперсних частинок карбіду цирконію відбувається в твердій фазі після кристалізації розплаву. Температура створення виділень досить висока, оскільки вони встигають утруднити відпал зерен до формування багатогранників.

На рис. 3 і 4 представлено температурні залежності умовної границі плинності ($\sigma_{0.2}$) сплавів 1—5, отримані в ході випробувань на стиск з різними швидкостями деформації.

На температурній залежності $\sigma_{0.2}$ переплавленого ніобію (сплаву 1, рис. 3, крива 1) спостерігається максимум зміцнення в області 400 °С. У цьому температурному інтервалі цей максимум характерний для чистих металів і зумовлений динамічним деформаційним старінням (ДДС) дислокацій в процесі деформації в результаті взаємодії їх з домішками впровадження. За цієї температури дифузійна рухливість атомів впровадження стає співставною зі швидкістю руху дислокацій за швидкості деформації порядку 10^{-3} c^{-1} [17—20].

Зміцнення ніобію (сплав 1) розчиненням в ньому молібдену і дисперсними частинками карбіду цирконію (сплав 2) підвищує $\sigma_{0.2}$ у всьому температурному інтервалі випробувань (рис. 3, криві 1 і 2). Зміцнення особливо ефективно за температур вище 600 °С. На кривій для сплаву 2 (рис. 3, крива 2), крім піку на 400 °С, з'являється максимум за температури 1000 °С. Зменшення швидкості деформації призводить до збільшення піку за цієї температури без зміни його місця положення на осі температур (рис. 3, крива 3).

До температури 900 °С багатокомпонентне твердорозчинне зміцнення ніобію (рис. 4, а, сплав 5) більш ефективно, ніж комбіноване його зміцнення розчиненням одного молібдену і частинками карбіду цирконію

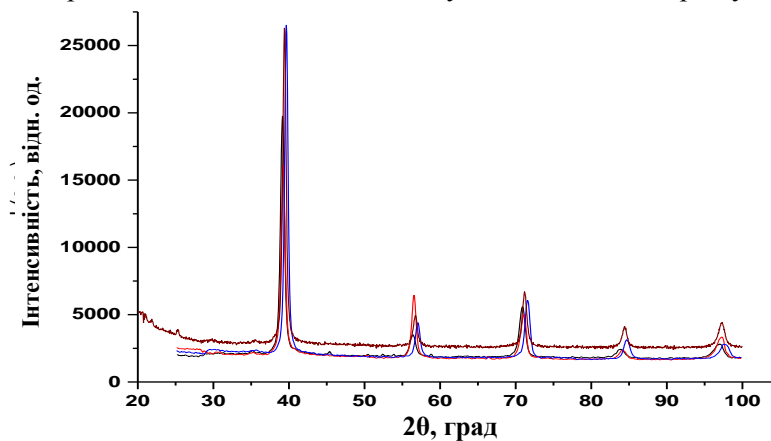


Рис. 2. Рентгенограми сплавів 1, 3—5, зняті в мідному K_{α} -випромінюванні. Структура є ОЦК твердим розчином на основі ніобію.

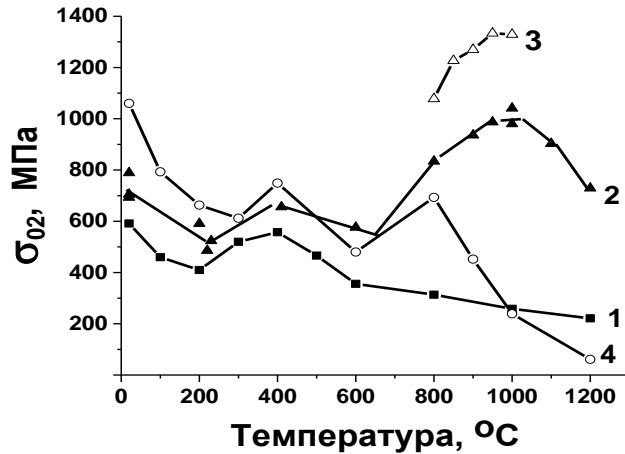


Рис. 3. Залежності умовної границі плинності від температури випробування і швидкості деформації стиску сплавів на основі ніобію (таблиця): 1 — сплав 1, $\varepsilon = 1,7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$; 2 — сплав 2, $\varepsilon = 1,7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$; 3 — сплав 2, $\varepsilon = 0,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$; 4 — сплав 3, $\varepsilon = 1,7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$.

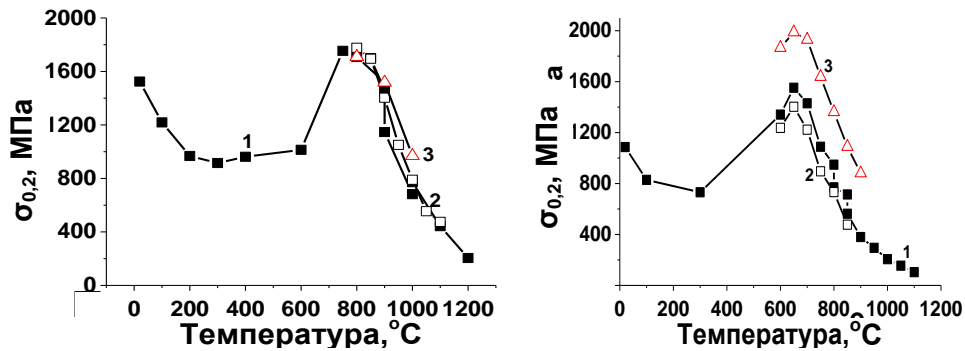


Рис. 4. Залежності умовної границі плинності від температури випробування і швидкості деформації стиску сплавів на основі ніобію 5 (а) та 4 (б) (таблиця): $\varepsilon = 1,7 \cdot 10^{-3}$ (1), $0,3 \cdot 10^{-3}$ (2) та $3,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (3).

(рис. 3, крива 2, сплав 2). Тугоплавкий молібден зміцнює твердий розчин в обох сплавах. Тому більша міцність сплаву 2, ніж сплаву 5, за температури вище $900 \text{ }^\circ\text{C}$ зумовлена дисперсним зміцненням його частинками карбїду цирконію. У сплаві 5 пік зміцнення спостерігається в області $800 \text{ }^\circ\text{C}$. Його величина і розташування не залежать від швидкості деформації (рис. 4, а). Це свідчить про відмінність механізмів виникнення високотемпературних піків в сплавах 2 і 5.

У сплаві 3 після багатокомпонентного твердорозчинного зміцнення ніобію виявлено два піки зміцнення: в областях 400 і $800 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 3, крива 4). Відсутність в сплаві тугоплавкого молібдену супроводжується зменшенням зміцнення в області $800 \text{ }^\circ\text{C}$ в сплаві 3 (рис. 3, крива 4) в порівнянні зі сплавом 5 (рис. 4, а). Крім того, внаслідок відсутності молібдену багатокомпонентне твердорозчинне зміцнення в сплаві 3 (рис. 3, крива 4) залишається більш ефективним, ніж комбіноване у сплаві 2 (рис. 3, крива 2), тільки до $600 \text{ }^\circ\text{C}$.

Додавання в сплав 3 (таблиця) 0,5% (ат.) кремнію (сплав 5) різко змінює характер температурної залежності $\sigma_{0,2}$ сплаву. Спостерігається тільки один пік в області 650 °С, який забезпечує збільшення міцності в 2 рази (рис. 4, б). Із підвищенням швидкості деформації величина піку зростає за умови постійної температури його прояву.

Обговорення результатів

В області 650 °С, за даними робіт [17—19], за умови швидкості деформації порядку 10^{-3} c^{-1} швидкість дислокацій стає сумірною зі швидкістю дифузії атомів заміщення в твердому розчині. Пік міг би відповідати ДДС, викликаному гальмуванням дислокацій атомами заміщення. Однак в цьому випадку температура появи піку повинна зменшуватися зі зниженням швидкості деформації.

У досліджених сплавах ніобію 2—5 (таблиця) температура прояву високотемпературного піку не залежить від швидкості деформації. Це означає, що тільки температура визначає виникнення стопорів на дислокаціях, які призводять до підвищення напруги, необхідної для пластичної деформації. Швидкість деформації може впливати тільки на ефективність стопорів. Причому зі збільшенням швидкості деформації ефективність стопоріння може як підвищуватися (рис. 4, б, сплав 4), так і зменшуватися (рис. 3, сплав 2). У цьому разі спостерігається залежність температури появи піку від легування.

Все це добре пояснюється, якщо припустити, що стопорами служать виділення частинок другої фази, яка утворюється за певної температури. Виділення частинок в процесі деформації відбувається з втратою стабільності твердого розчину в полі дислокацій за температури, яка залежить від складу сплаву.

Швидкість руху дислокацій не змінює температуру виникнення стопорів. Однак закріплення дислокацій може впливати на висоту піку як за рахунок пригнічення активації загальмованих дислокацій, так і за рахунок збільшення лісу загальмованих дислокацій. У першому випадку деформація відбувається за низької щільності закріплених дислокацій. З ростом швидкості деформації закріплення може слабшати, напруга спрацьовування джерела рухливих дислокацій буде знижуватися і пік зміцнення буде зменшуватися також. У другому випадку щільність лісу дислокацій з ростом швидкості деформації може зростати. Це збільшить напругу, необхідну для його подолання, і величина піку зміцнення, відповідно, буде зростати. Таким чином, різниця в залежності величини піку зміцнення від швидкості деформації, що спостерігається, може пояснюватися зміною динаміки збільшення щільності загальмованих дислокацій в залежності від особливостей розпаду твердого розчину.

Висновки

Вивчено вплив легування і швидкості деформації на особливості прояву температурних інтервалів, в яких відбувається зміцнення сплавів ніобію, легуваних Ti, Al, Cr, Mo, Zr, Si, C.

Встановлено, що в багатокомпонентних твердих розчинах на основі ніобію до досить високих температур твердорозчинне зміцнення забезпечує більш ефективне зміцнення, ніж в дисперсно-зміцнених карбідами сплавах. Висока міцність багатокомпонентних твердих розчинів

зберігається до більш високих температур за наявності тугоплавких складових у сплаві.

Виявлено, що в багатокомпонентних сплавах ніобію, що представляють собою твердий розчин, підбором легуючих елементів можна в широких межах керувати проявом високотемпературного піку зміцнення. Є можливість змінювати температурний інтервал появи піку, його висоту, чутливість до швидкості деформації.

Поява високотемпературного піку зміцнення пояснюється втратою стабільності багатокомпонентного твердого розчину під час деформації в полі дислокацій, що приводить до виділення дисперсних частинок другої фази, які закріплюють дислокації.

Список літератури

1. Захарова Г.В., Попов И.А., Жоров Л.П., Федин Б.В. *Ниобий и его сплавы*. Москва: Металлургия, 1961. 380 с.
2. Арзамасов Б.Н., Соловьева Т.В., Герасимов С.А. *Справочник по конструкционным материалам*. Москва: Изд. МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2005. 640 с.
3. Bewlay В.Р., Jackson M.R., Zhao J.-C. and Subramanian P.R. A review of very-high-temperature Nb-silicide-based composites. *Metallurgical and Mater. Trans. A*. October 2003. Vol. 34A. P. 2043—2052.
4. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Tao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., Lu Z.P. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress in Materials Science*. 2014. Vol. 61. P. 1—93.
5. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. *High Entropy Alloys*. Elsevier Inc. 2019.
6. Senkov O.N., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr—Nb—Ti—V—Zr system. *Mater. Sci. & Engineering: A*. 2013. Vol. 565. P. 51—62.
7. Бродниковский Н.П., Кулаков А.С., Крапивка Н.А. Многокомпонентные жаропрочные сплавы с ниобием. *Электронная микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2016. Вып. 22. С. 20—30.
8. Луговой Н.И., Слюняев В.Н., Бродниковский Н.П. Принципы аддитивности термической и атермической компонент твердорастворного упрочнения в многокомпонентных сплавах. *Электронная микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2019. Вып. 25. С. 26—34.
9. Фролов Г.А., Солнцев В.П., Евдокименко Ю.И., Кисель В.М., Бучаков С.В., Бродниковский Н.П., Луговской Ю.Ф. Определение физико-механических характеристик образцов сплавов на основе ниобия и никрома для тепловой защиты много-разовых космических аппаратов. *Вестник двигателестроения*. 2019. № 2. С. 120—126.
10. Бродниковський М.П., Кузнецова Т.Л., Рокицька О.А., Крапівка М.О. Особливості формування литої структури багатокомпонентних ніобієвих сплавів системи Nb—Ti—Al, легованих Cr, Zr, Mo та Si. *Металознавство та обробка металів*. 2018. № 3. С. 56—61.
11. Кузнецова Т.Л., Бродниковский Н.П., Крапивка Н.А. Особенности выплавки многокомпонентных ниобиевых сплавов системы Nb—Ti—Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si. *Процессы литья*. 2018. № 6 (132). С. 55—63.
12. Кузнецова Т.Л., Бродниковский Н.П., Крапивка Н.А. Повышение технологичности перспективных многокомпонентных сплавов системы Nb—Ti—Al, легированных Cr, Zr, Mo, Si. *Процессы литья*. 2018. № 5 (131). С. 72—78.
13. Луговой М.І., Слюняев В.М., Бродниковський М.П., Фірстов С.О. Розрахунок твердорозчинного зміцнення багатокомпонентних жароміцних сплавів. *Електронна микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2017. Вып. 23. С. 3—9.
14. Бродниковский Н.П., Кулаков А.С., Фирстов С.А., Шелягин В.Д. Отработка методики сварки многокомпонентного сплава на основе ниобия. *Электронная микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2017. Вып. 23. С. 94—103.

15. Бродниковский Н.П., Кулаков А.С., Крапивка Н.А., Бродниковский Д.Н., Самелюк А.В., Фирстов С.А. Многокомпонентные жаропрочные сплавы с ниобием. *Электронная микроскопия и прочность материалов*. К.: Ин-т пробл. материаловедения НАН Украины. 2016. Вып. 22. С. 20—30.
16. Бродниковский Н.П., Орышич И.В., Кузнецова Т.Л., Порядченко Н.Е., Крапивка Н.А. Влияние легирования алюминием, хромом и железом на жаростойкость циркония. *Порошковая металлургия*. 2012. № 9/10. С. 108—113.
17. Коттрелл А.Х. *Дислокации и пластическое течение в кристаллах*. Москва: Изд-во лит-ры по черн. и цветн. металлургии, 1958. 180 с.
18. Трефилов В.И., Мильман Ю.В., Фирстов С.А. Физические основы прочности тугоплавких металлов. К.: Наук. думка, 1975. 315 с.
19. Трефилов В.И., Ракицкий А.Н., Бродниковский Н.П. Исследование процессов динамического деформационного старения в хrome и его сплавах. *Конструкционные сплавы хрома*. К.: Наук. думка, 1986. С. 46—59.
20. Бродниковский Н.П., Оноприенко А.А., Писаренко В.А. Влияние состава и механо-термической обработки на старение в процессе деформации малолегированного сплава хрома ВХ-2К. *Конструкционные сплавы хрома. Технология*. К.: Наук. думка, 1988. С. 26—31.

References

1. Zakharova H.V., Popov Y.A., Zhorov L.P., Fedyn B.V. *Nyobyi y eho splavy [Niobium and his alloys]*. Moscow: Metallurgy, 1961. 380 p. [in Russian].
2. Arzamasov B.N., Soloveva T.V., Herasymov S.A. *Spravochnyk po konstruktivnym materiyalam [Handbook of Structural Materials]*. Moscow: Yzd. MHTU ym. N. E. Bauman, 2005. 640 p. [in Russian].
3. Bewlay B.P., Jackson M.R., Zhao J.-C. and Subramanian P.R. A review of very-high-temperature Nb-silicide-based composites. *Metallurgical Mater. Trans. A*. October 2003. Vol. 34A. P. 2043—2052.
4. Zhang Y., Zuo T.T., Tang Z., Tao M.C., Dahmen K.A., Liaw P.K., ZP Lu. Microstructures and properties of high-entropy alloys. *Progress Mater. Sci.* 2014. Vol. 61. P. 1—93.
5. Murty B.S., Yeh J.W., Ranganathan S., Bhattacharjee P.P. *High Entropy Alloys*. Elsevier Inc. 2019.
6. Senkov O.N., Senkova S.V., Miracle D.B., Woodward C. Mechanical properties of low-density, refractory multi-principal element alloys of the Cr—Nb—Ti—V—Zr system. *Mater. Sci. & Engineering: A*. 2013. Vol. 565. P. 51—62.
7. Brodnykovskiy N.P., Kulakov A.S., Krapivka N.A. Mnohokomponentnye zharoprochnye splavy s nyobyem [Multicomponent heat-resistant alloys with niobium]. *Elektronnaia mykroskopiya y prochnost materiyalov*. K.: Yn-t probl. materiyalovedeniya NAN Ukrainy. 2016. Vyp. 22. P. 20—30 [in Russian].
8. Luhovoi N.Y., Sliuniae V.N., Brodnykovskiy N.P. Pryntsyepy addytyvnosti termicheskoi y atermicheskoi komponent tverdorastvornoho uprochneniya v mnohokomponentnykh splavakh [The principles of the adequacy of thermal and athermal components of solid solution hardening in multicomponent alloys]. *Elektronnaia mykroskopiya y prochnost materiyalov*. K.: Yn-t probl. materiyalovedeniya NAN Ukrainy. 2019. Vyp. 25. P. 26—34 [in Russian].
9. Frolov H.A., Solntsev V.P., Evdokymenko Yu.Y., Kysel V.M., Buchakov S.V., Brodnykovskiy M.P., Luhovskoi Yu.F. Opredelenye fyzyko-mekhanicheskyykh kharakterystyk obraztsov splavov na osnove nyobyia y nykhroma dlia teplovoi zashchyty mnohorazovykh kosmicheskyykh apparatov [Determination of physical and mechanical characteristics of samples of alloys based on niobium and nichrome for thermal protection of reusable spacecraft]. *Vestnyk dvyhatelestroeniya*. 2019. No. 2. P. 120—126 [in Russian].
10. Brodnykovskiy M.P., Kuznietsova T.L., Rokytska O.A., Krapivka M.O. Osoblyvosti formuvannia lytoi struktury bahatokomponentnykh niobiievykh splaviv systemy Nb—Ti—Al, lehovanykh Cr, Zr, Mo ta Si [Specific features of the molding of the cast structure of high-component niobium alloys in the Nb—Ti—Al systems, alloyed Cr, Zr, Mo and Si]. *Metaloznavstvo ta obrobka metaliv*. 2018. No. 3. P. 56—61 [in Ukrainian].
11. Kuznietsova T.L., Brodnykovskiy N.P., Krapivka N.A. Osobennosti vyplavky mnohokomponentnykh nyobyevykh splavov systemy Nb—Ti—Al, lehovannykh Cr, Zr, Mo, Si [Features of smelting multicomponent niobium alloys of the Nb—Ti—Al system, alloyed with Cr, Zr, Mo, Si]. *Protsessy lytia*. 2018. No. 6 (132). P. 55—63 [in Russian].

12. Kuznetsova T.L., Brodnykovskiy N.P., Krapivka N.A. Povyshenye tekhnolohychnosti perspektyvnykh mnohokomponentnykh splavov systemy Nb—Ti—Al, lehyrovannykh Cr, Zr, Mo, Si [Improving the manufacturability of promising multicomponent alloys of the Nb—Ti—Al systems doped with Cr, Zr, Mo, Si]. *Protsessy lytia*. 2018. No. 5 (131). P. 72—78 [in Russian].
13. Luhovyi M.I., Sliuniaiev V.M., Brodnykovskiy M.P., Fyrstov S.O. Rozrakhunok tverdorozchynnoho zmitsnennia bahatokomponentnykh zharomitsnykh splaviv [Rozrakhunok of hard-grain change of high-grade heat-resistant alloys]. *Elektronnaia mykroskopyia y prochnost materyalov*. K.: Yn-t probl. materyalovedenyia NAN Ukrainy. 2017. Vyp. 23. P. 3—9 [in Ukrainian].
14. Brodnykovskiy N.P., Kulakov A.S., Fyrstov S.A., Sheliahyn V.D. Otrabotka metodyky svarky mnohokomponentnoho splava na osnove nyobyia [Development of the niobium-based multicomponent alloy welding technique]. *Elektronnaia mykroskopyia y prochnost materyalov*. K.: Yn-t probl. materyalovedenyia NAN Ukrainy. 2017. Vyp. 23. P. 94—103 [in Russian].
15. Brodnykovskiy N.P., Kulakov A.S., Krapivka M.O., Sameliuk O.V., Fyrstov S.A. Zharoprochnye splavy s nyobyem s predelom tekuchesty pry 1000 °S vyshe 500 MPa [Heat-resistant alloys with niobium with a yield point at 1000 ° C above 500 MPa]. *Elektronnaia mykroskopyia y prochnost materyalov*. K.: Yn-t probl. materyalovedenyia NAN Ukrainy. 2016. Vyp. 22. P. 20—30 [in Russian].
16. Brodnykovskiy N.P., Oryshych Y.V., Kuznetsova T.L., Poriadchenko N.E., Krapivka N.A. Vlyianye lehyrovaniia aliumynem, khromom y zhelezom na zharostoikost tsyrkonyia [Influence of alloying with aluminum, chromium and iron on the heat resistance of zirconium]. *Poroshkovaia metallurhiya*. 2012. No. 9/10. P. 108—113 [in Russian].
17. Kottrell A.Kh. *Dyslokatsyy y plastycheskoe techenye v krystallakh [Dislocations and plastic flow in crystals]*. Moscow: Yzd-vo lyt-ry po Chern. y tsvetn. metallurhyy, 1958. 180 p. [in Russian].
18. Trefylov V.Y., Mylman Yu.V., Fyrstov S.A. *Fyzycheskiye osnovy prochnosti tuhoplavkykh metallov [Physical foundations of the strength of refractory metals]*. K.: Nauk. dumka, 1975. 315 p. [in Russian].
19. Trefylov V.Y., Rakyskiy A.N., Brodnykovskiy N.P. Yssledovanye protsessov dynamycheskoho deformatsyonnoho starenia v khrome y eho splavakh [Research of dynamic strain aging processes in chromium and its alloys]. *Konstruktsyonnye splavy khroma*. K.: Nauk. dumka, 1986. P. 46—59 [in Russian].
20. Brodnykovskiy N.P., Onopryenko A.A., Pysarenko V.A. Vlyianye sostava y mekhanotermicheskoi obrabotky na starenie v protsesse deformatsyy maloleyrovannogo splava khroma VKh-2K [Influence of composition and mechanical-heat treatment on aging during deformation of low-alloyed chromium alloy VKh-2K]. *Konstruktsyonnye splavy khroma. Tekhnolohiya*. K.: Nauk. dumka, 1988. P. 26—31 [in Russian].

Effect of Al, Cr, Mo, Zr, Si, and C on the temperature ranges of hardening of multicomponent niobium-based alloys

M. P. Brodnykovskyy, A. S. Kulakov, M. O. Krapivka,
U. E. Zubets, D. M. Brodnykovskyy

The effect of alloying and the strain rate on the occurrence and features of the manifestation of temperature ranges in which the strengthening of niobium alloys doped with Ti, Al, Cr, Mo, Zr, Si, C occurs was studied. It was found that in multicomponent solid solutions based on niobium up to sufficiently high temperatures more efficient hardening is provided than in precipitation hardened carbide alloys. It is shown that in multicomponent niobium alloys, which are a solid solution, the selection of alloying can be used to control the manifestation of a high-temperature hardening peak in a wide range. It is possible to change the temperature range of the peak manifestation, its height, sensitivity to the strain rate. The appearance of a high-temperature hardening peak is explained by the loss of stability of the multicomponent solid solution upon deformation in the dislocation field, which leads to the precipitation of dispersed particles of the second phase that pin the dislocations.

Keywords: multicomponent niobium alloys, structure, temperature dependence of strength.