

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACSnumbers: 61.72.Ff, 62.20.de, 62.20.fg, 62.25.-g, 62.40.+i, 81.40.Jj, 81.40.Lm, 81.70.Cv

Физико-механические свойства сплавов 54,6Ni–11Fe–30Cr–3,5Nb–0,5Ti–0,4C и 58Ni–11Fe–30Cr–0,5Nb–0,5Ti в области низких температур

Ю. А. Семеренко, К. А. Ющенко*, Е. Д. Табачникова, Л. В. Скибина,
В. С. Савченко*, М. А. Тихоновский**, А. М. Бовда**, А. С. Тортыка**

Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина
НАН Украины,
просп. Науки, 47,
61103 Харьков, Украина,

*Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины,
ул. Казимира Малевича, 11,
03150 Киев, Украина

**ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,
ул. Академическая, 1,
61108 Харьков, Украина

В области температур 4,2–400 К впервые изучены механические и акустические свойства новых никелевых сплавов 54,6Ni–11Fe–30Cr–3,5Nb–0,5Ti–0,4C и 58Ni–11Fe–30Cr–0,5Nb–0,5Ti. Показано, что в данном интервале температур эти сплавы обладают стабильной структурой и достаточно высокими показателями прочности и пластичности.

Corresponding author: Yurii Oleksandrovych Semerenko
E-mail: semerenko@ilt.kharkov.ua

*B. I. Verkin Institute for Low Temperature Physics and Engineering, N.A.S. of Ukraine,
47 Nauky Ave., 61103 Kharkiv, Ukraine*

**E. O. Paton Electric Welding Institute, N.A.S. of Ukraine,
11 Kazymyr Malevych Str., UA-03150 Kyiv, Ukraine*

***National Science Center 'Kharkiv Institute of Physics and Technology', N.A.S. of Ukraine,
1 Akademichna Str., UA-61108 Kharkiv, Ukraine*

Citation: Yu. O. Semerenko, K. A. Yushchenko, O. D. Tabachnikova, L. V. Skybina,
V. S. Savchenko, M. A. Tikhonovsky, O. M. Bovda, and O. S. Tortyka,
Physical-Mechanical Properties of the 54.6Ni–11Fe–30Cr–3.5Nb–0.5Ti–0.4C and
58Ni–11Fe–30Cr–0.5Nb–0.5Ti Alloys in the Low-Temperature Region, *Metallofiz.
Noveishie Tekhnol.*, **40**, No. 8: 1051–1067 (2018) (in Russian),
DOI: 10.15407/mfint.40.08.1051.

Ключевые слова: сплав, прочность, пластичность, акустическое поглощение, динамический модуль упругости.

В області температур 4,2–400 К вперше вивчено механічні й акустичні властивості нових ніклевих стопів $54,6\text{Ni}-11\text{Fe}-30\text{Cr}-3,5\text{Nb}-0,5\text{Ti}-0,4\text{C}$ та $58\text{Ni}-11\text{Fe}-30\text{Cr}-0,5\text{Nb}-0,5\text{Ti}$. Показано, що в даному інтервалі температур ці стопи характеризуються стабільною структурою та достатньо високими показниками міцності та пластичності.

Ключові слова: стоп, міцність, пластичність, акустичне поглинання, динамічний модуль пружності.

Mechanical and acoustical properties of the new Ni-based $54.6\text{Ni}-11\text{Fe}-30\text{Cr}-3.5\text{Nb}-0.5\text{Ti}-0.4\text{C}$ and $58\text{Ni}-11\text{Fe}-30\text{Cr}-0.5\text{Nb}-0.5\text{Ti}$ alloys are studied for the first time in temperature range 4.2–400 K. As shown, these alloys have a stable microstructure and rather high strength and plasticity at temperatures of 4.2–400 K.

Key words: alloy, strength, plasticity, acoustical absorption, dynamical elasticity modulus.

(Получено 5 февраля 2018 г.; окончат. вариант — 2 апреля 2018 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Одной из основных проблем при разработке современных конструкционных материалов, наряду с повышением прочности и пластичности, является обеспечение их стабильности и однородности физико-механических характеристик в широком интервале температур эксплуатации.

В настоящее время наиболее перспективным путём решения этой проблемы является упрочнение базового сплава дисперсными наночастицами другой фазы — интерметаллидами (например, Inconel 52MSS [1]) или тугоплавкими оксидами (например, Inconel MA758 [2]). Базой для таких сплавов наиболее часто служат аустенитные сплавы на основе системы Ni–Cr–Fe.

Необходимо отметить, что никелевые сплавы, упрочнённые дисперсными наночастицами, характеризуются превосходными физико-механическими характеристиками в диапазоне температур от криогенных и до предплавильных, рекордными показателями жаропрочности среди металлических материалов и благодаря этому находят очень широкое применение в современной технике [3].

Одним из важных направлений в материаловедении является разработка новых материалов для применения в качестве присадочного сварочного материала при сварке суперсплавов и наноструктурных сплавов на основе никеля. Основным требованием к таким присадочным материалам является отсутствие деградации

структуры и свойств в зоне сварного шва [4, 5] как при повышенных температурах, так и в области низких температур.

В настоящей работе изучено два сплава: базовый 58Ni–11Fe–30Cr–0,5Nb–0,5Ti (% вес.) — сплав (II) и полученный на его основе дисперсно-упрочненный карбидом ниобия 54,6Ni–11Fe–30Cr–3,5Nb–0,5Ti–0,4C (% вес.) — сплав (I). Эти сплавы являются аналогами сплавов Inconel 152M, Inconel 52, Inconel 52FM и Inconel 52MSS рекомендованных в качестве материалов для сварки суперсплава Inconel 690 (см. табл. 1), который в настоящее время является одним из основных конструкционных материалов в ядерной, химической и аэрокосмической отрасли. Кроме того, дисперсно-упрочнённый сплав Inconel 52MSS находит самостоятельное применение для изготовления наиболее ответственных деталей, работающих в жёстких температурных условиях [110]. По содержанию базовых элементов сплавы Inconel 152M, Inconel 52, Inconel 52FM,

ТАБЛИЦА 1. Состав изученных сплавов и их зарубежных аналогов.

TABLE 1. The composition of the studied alloys and their foreign analogues.

| Состав | Сплав | | | | | | |
|---------|-------|------|-------------------|----------------|------------------|-------------------|-----------------|
| | (I) | (II) | Inconel 152M [10] | Inconel 52 [7] | Inconel 52FM [8] | Inconel 52MSS [9] | Inconel 690 [6] |
| Ni | 54,6 | 58,0 | 45,1–55,1 | – | 51,4–59,4 | – | 58,0 |
| Ni + Co | – | – | – | 52,0–59,5 | – | 54,0–62,0 | – |
| Co | – | – | 0,12 | – | 0,12 | – | – |
| Fe | 11,0 | 11,0 | 7,0–12,0 | 7,0–11,0 | 7,0–11,0 | 0,0–11,6 | 7,0–11,0 |
| Cr | 30,0 | 30,0 | 28,0–31,5 | 28,0–31,5 | 28,0–31,5 | 28,0–31,5 | 27,0–31,0 |
| Ti | 0,5 | 0,5 | – | – | 1,0 | 0,5 | – |
| Ti + Al | – | – | – | 1,5 | – | 1,5 | – |
| Al | – | – | – | 1,1 | 1,1 | 0,5 | – |
| C | 0,40 | – | 0,05 | – | 0,04 | 0,03 | 0,05 |
| Nb | 3,5 | 0,5 | 1,0–2,5 | – | 0,5–1,0 | – | – |
| Nb + Ta | – | – | – | 0,1 | – | 1,5–3,5 | – |
| Mn | – | – | 5,0 | 1,0 | 1,0 | 1,0 | 0,5 |
| S | – | – | 0,015 | 0,015 | 0,015 | 0,015 | 0,015 |
| Si | – | – | 0,75 | 0,50 | 0,50 | 0,50 | 0,50 |
| Mo | – | – | 0,5 | 0,5 | 0,5 | 3,0–5,0 | – |
| Cu | – | – | 0,5 | 0,3 | 0,3 | 0,3 | 0,5 |
| P | – | – | 0,03 | 0,02 | 0,02 | 0,02 | – |
| Zr | – | – | 0,02 | – | 0,02 | – | – |
| B | – | – | 0,005 | – | 0,005 | – | – |
| Другое | – | – | 0,5 | 0,5 | 0,5 | 0,5 | – |

Inconel 52MSS, Inconel 690 близки к сплавам (I) и (II), но имеют значительно более сложную систему легирования; методы их получения и принципы, заложенные в их создание, являются предметом интеллектуальной собственности корпорации Special Metals и в открытой печати практически не публикуются.

Цель работы — изучение структуры, акустических и механических свойств двух новых отечественных сплавов (I) и (II) на основе никеля, в том числе сплава (I) с карбидным упрочнением. Высокое содержание никеля в этих сплавах обеспечивает его жаропрочность. Легирование титаном [12] стабилизирует структуру аустенита при повышенных температурах, предотвращает выделение карбида хрома по границам зёрен, снижая склонность к межкристаллитной коррозии. Известно [12], что повышение содержания углерода в сплавах подобного состава свыше 0,04% требует введения стабилизирующих добавок. Роль такой добавки в исследованном сплаве с карбидным упрочнением играет ниобий. Кроме того, легирование ниобием повышает сопротивление удару при низких температурах, а также стойкость к циклическим нагрузкам, что имеет большое значение в аэрокосмической отрасли.



Рис. 1. Внешний вид типичного слитка сплавов (I) и (II).

Fig. 1. Exterior view of a typical ingot of alloys (I) and (II).

2. МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА, ХАРАКТЕРИСТИКИ ОБРАЗЦОВ

Изучены акустические, механические и структурные свойства сплавов $54,6\text{Ni}-11\text{Fe}-30\text{Cr}-3,5\text{Nb}-0,5\text{Ti}-0,4\text{C}$ (% вес.) (I) и $58\text{Ni}-11\text{Fe}-30\text{Cr}-0,5\text{Nb}-0,5\text{Ti}$ (% вес.) (II).

Исследованные образцы сплавов были выплавлены в аргонно-дуговой печи на водоохлаждаемом медном поду в атмосфере очищенного аргона с использованием нерасходуемого вольфрамового электрода. С целью обеспечения однородности распределения компонентов сплав переплавлялся 4–10 раз с переворачиванием слитков. Весовой контроль показал отсутствие потери компонентов при плавке. Контроль однородности образцов осуществляли на металлографических шлифах поперечного сечения слитков. Во всех исследованных образцах ликвация отсутствовала.

Внешний вид типичного слитка сплавов (I) и (II) приведён на рис. 1 (размеры приблизительно $(60-50)\times 20\times (6-10)$ мм³). Слитки после плавки имели усадочные трещины, для устранения которых слитки прокатывались на холоде при единичном обжатии 5–7%. После суммарной деформации на 20–25% образцы отжигали при температуре 900°C в течение 1 часа. В результате были получены полосы толщиной 2 мм без трещин и разрывов. Внешний вид участка полосы, приготовленного для металлографического исследования, приведён на рис. 2.

Сплав (I) в литом состоянии имеет дендритную микроструктуру (рис. 3, а), при этом в междендритном пространстве видны две фазы — матричная фаза (1) и включения второй фазы (2), имеющие размер от нескольких микрон до долей микрона (рис. 3, б и рис. 3, в). Второй фазой являются карбидные включения, являющиеся про-

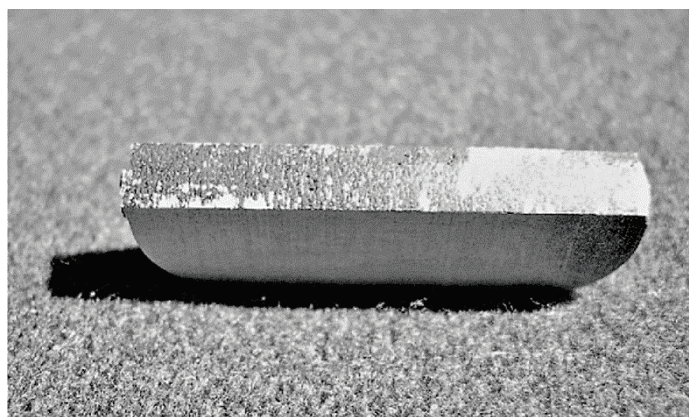


Рис. 2. Внешний вид образца для металлографических исследований.

Fig. 2. Exterior view of the sample for metallographic studies.

дуктом эвтектической реакции.

Сплав (II) также имеет дендритную микроструктуру и является

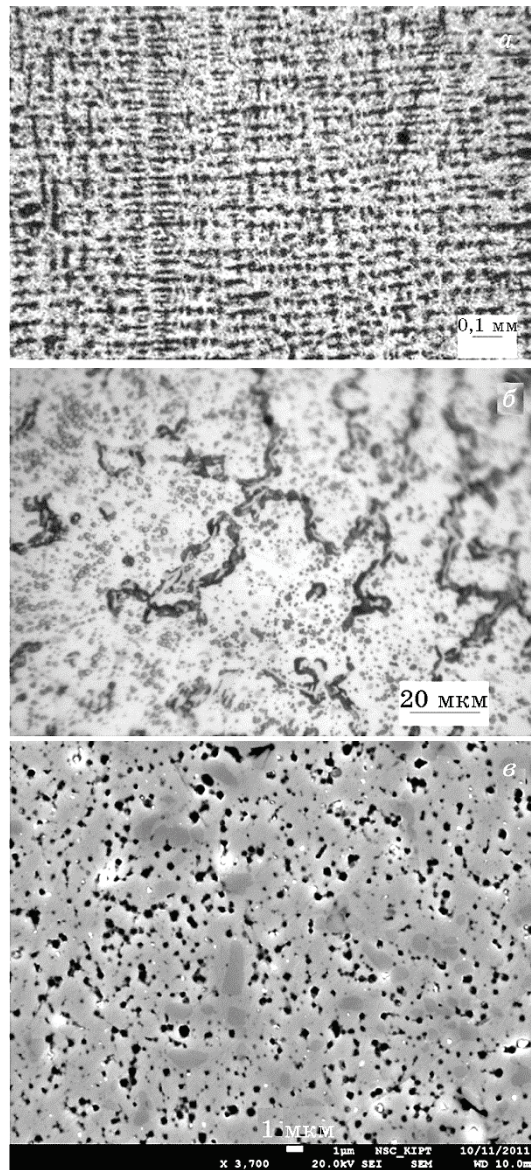


Рис. 3. Микроструктура литого сплава (I): *a, б* — металлография, *в* — растровая микроскопия; видны мелкие включения карбида ниобия.

Fig. 3. Microstructure of the cast alloy (I): *a, б*—metallography, *в*—raster microscopy; small niobium carbide inclusions are present.

практически однофазным (рис. 4), величина зерна составляет 20–30 мкм. Микротвёрдость сплава (I) составляет 2265 МПа, сплава (II) — 1820 МПа.

Рентгеноструктурные измерения проведены на аппарате ДРОН-3 в Си излучении с графитовым монохроматором. Установлено, что на дифрактограммах в обоих сплавах выявляются линии III_γ - и 200_γ -фазы (1) — никелевого γ -твёрдого раствора с ГЦК-решёткой. На дифрактограмме сплава (I) дополнительно выявлены линии фазы (2) — карбида ниобия (NbC).

Исследованные образцы для механических испытаний (в форме прямоугольных призм с размерами $3,3 \times 2,0 \times 1,9 \text{ мм}^3$) и для акустических измерений (в форме тонких пластин $0,3 \times 3,0 \times 22 \text{ мм}^3$) были вырезаны из более массивных заготовок электроэрозионной резкой и затем механически отшлифованы и отполированы для достижения заданных формы, размеров и состояния поверхности.

Акустические измерения выполнены методом механической резонансной спектроскопии. В консольно закреплённых образцах в

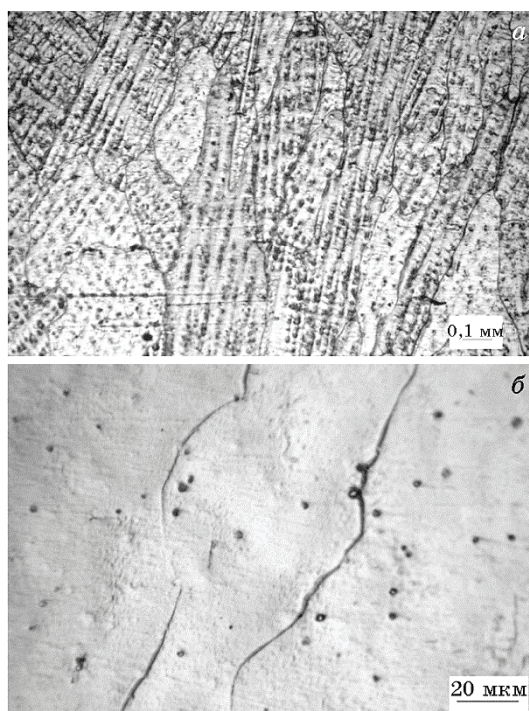


Рис. 4. Микроструктура литого сплава (II) при различном увеличении (металлография).

Fig. 4. The microstructure of cast alloy (II) at different magnification (metallography).

виде тонких пластин электростатическим методом возбуждались и регистрировались вынужденные резонансные изгибные колебания частотой 0,5 кГц в амплитудно-независимой области звуковой деформации $\sim 10^{-7}$.

Зависимость модуля упругости E консольно закреплённого образца толщиной h и длиной l от экспериментально измеряемой частоты f резонансных механических колебаний определяется соотношением [13–17]:

$$E = 38,3118 \frac{f^2 \rho l^4}{h^2}, \quad (1)$$

где ρ — плотность изучаемого образца, а 38,3118 — корректирующая поправка, зависящая от формы образца и коэффициента Пуассона ν (принято значение $\nu \approx 0,3$). При этом, поскольку измерения проводились при постоянной амплитуде колебаний ϵ_0 , то логарифмический декремент колебаний δ пропорционален вынуждающей электростатической силе [18].

Акустические измерения проводились в отсутствие внешнего магнитного поля. Температура стабилизировалась с точностью <50 мК при помощи Си-константановой термопары и изменялась со скоростью ~ 1 К/мин.

Изменение температуры и регистрация температурных зависимостей динамического модуля упругости и акустического поглощения проводилась в автоматическом режиме под управлением ЭВМ [19, 20].

Механические измерения выполнены путём одноосного сжатия при скорости относительной деформации $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при температурах 77 и 300 К. Деформация проводилась на машине МРК-3 производства ФТИНТ НАНУ (жёсткость машины $7 \cdot 10^6 \text{ Н/м}$). В ходе экспериментов регистрировались зависимости нагрузка–время, которые потом пересчитывались в диаграммы «напряжение–пластическая деформация», из которых определялись условный предел текучести, максимально достигнутое напряжение и пластическая деформация. Напряжение рассчитывалось как отношение нагрузки к первоначальной площади поперечного сечения образца. Значение деформации определялось как отношение изменения длины образца, обусловленного пластической деформацией, к его первоначальной длине.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА, ОБСУЖДЕНИЕ

Экспериментальные данные можно разделить на две группы, относящиеся к акустическим (рис. 5) и механическим (рис. 6 и 7) свойствам изученных сплавов.

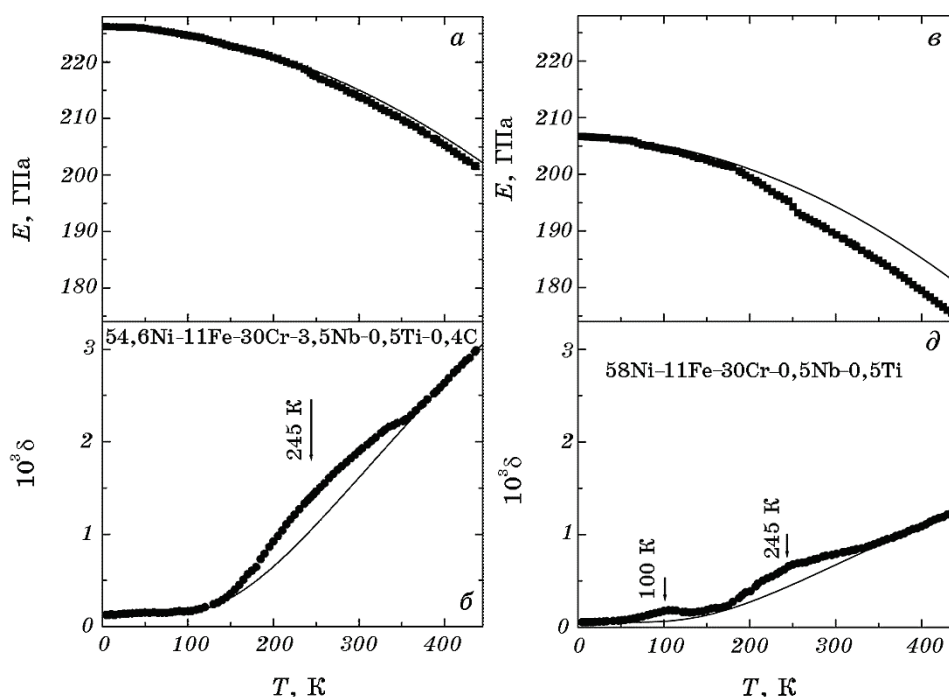


Рис. 5. Температурные зависимости акустических свойств изученных сплавов. Логарифмический декремент колебаний δ : δ — сплав (I) и δ — сплав (II); модуль Юнга E : a — сплав (I) и $в$ — сплав (II). Сплошные линии на рисунках δ и δ — фон акустического поглощения, рассчитанный по формуле (2) при значениях параметров, приведённых в табл. 2. Сплошные линии на рисунках a и $в$ — фон температурной зависимости модуля упругости, рассчитанный по формуле (5) при значениях параметров, приведённых в табл. 2.

Fig. 5. Temperature dependences of the acoustic properties of the studied alloys. Logarithmic decrement of oscillations δ : δ —alloy (I) and δ —alloy (II); Young's modulus E : a —alloy (I) and $в$ —alloy (II). The solid lines in Figs. δ and δ are the background of acoustic absorption calculated with formula (2) for values of parameters given in Table 2. The solid lines in Figs. a and $в$ are the background of the temperature dependence of the modulus of elasticity calculated using formula (5) with values of parameters given in Table 2.

3.1. Акустические свойства

На температурной зависимости акустического поглощения сплавов (I) и (II) наблюдается пик поглощения P_2 при температуре 245 К, кроме того, в сплаве (II) наблюдается пик P_1 при температуре 100 К, который отсутствует в сплаве (I). При этом пик P_2 в сплаве (I) существенно шире, чем в сплаве (II). На температурной зависимости мо-

ТАБЛИЦА 2. Параметры эмпирических температурных зависимостей логарифмического декремента колебаний и модуля упругости изученных сплавов.**TABLE 2.** Parameters of empirical temperature dependences of the logarithmic decrement of vibrations and the modulus of elasticity of the studied alloys.

| Сплав | Параметр | | | | | |
|-------|-----------------------|---------------------|---------------------|----------------------|----------------------|-------------------|
| | A_1 | A_2 | $U_{BG}, \text{эВ}$ | B_1, K^{-1} | B_2, K^{-2} | $E_0, \text{ГПа}$ |
| (I) | $1,272 \cdot 10^{-4}$ | $1,2 \cdot 10^{-2}$ | 0,054 | $2 \cdot 10^{-5}$ | $5 \cdot 10^{-7}$ | 226,3 |
| (II) | $5,53 \cdot 10^{-5}$ | $5 \cdot 10^{-3}$ | | $2 \cdot 10^{-5}$ | $6 \cdot 10^{-7}$ | 206,5 |

дуля упругости пика P_2 соответствует характерная ступенька.

В общем случае наблюдаемая в эксперименте зависимость акустического поглощения $\delta_{\text{экс}}(T)$ состоит из суммы резонансного $\delta_R(\omega, T)$ и фонового $\delta_{BG}(T)$ поглощения. Поскольку наблюдаемое в эксперименте фоновое поглощение имеет достаточно сильную температурную зависимость, можно считать его обусловленным неконсервативным вязким движением дислокаций [13, 21–23] с энергией активации процесса U_{BG} , величина которой не совпадает с величиной U_0 энергии активации процесса, контролирующего механизм внутреннего трения:

$$\delta_{BG} = A_1 + A_2 \exp\left(-\frac{U_{BG}}{kT}\right), \quad (2)$$

где коэффициенты A_1, A_2 являются подгоночными параметрами, зависящими от структурного состояния образца. Формула (2) хорошо описывает температурную зависимость фона акустического поглощения в сплавах (I) и (II) (см. рис. 5, б и рис. 5, г) при значении $U_{BG} = 0,054$ эВ и соответствующем подборе параметров A_1, A_2 (см. табл. 2).

В окрестностях пика поглощения резонансную составляющую $\delta_R(\omega, T)$ можно выделить, используя соотношение:

$$\delta_{\text{экс}}(T) = \delta_{BG}(T) + \delta_R(\omega, T), \quad \delta_R(\omega, T) = C_r \Delta_0 f_1(\omega, T). \quad (3)$$

Здесь $\omega = 2\pi f$ — циклическая частота, Δ_0 и C_r — соответственно удельный вклад отдельного релаксатора и их концентрация, а $f_1(\omega, T)$ — положительно определённая функция (конкретный вид этой функции и положение её максимума на оси температур зависят от физической природы релаксатора и значений его активационных параметров: U_0 — энергия активации и τ_0 — эффективный период колебаний (период попыток) [24]); высота пика акустического поглощения пропорциональна множителю $C_r \Delta_0$.

Суммарная деформация реального кристалла под действием механического нагружения складывается из упругой и неупругой компонент. Основное различие между ними состоит в том, что упругая деформация происходит мгновенно, а неупругая имеет временную зависимость, определяемую процессами релаксации. В связи с наличием релаксирующей компоненты, принято различать два предельных значения упругих модулей: квазистатический нерелаксированный модуль E_U , определяющий реакцию кристалла на нагрузку в отсутствие неупругого вклада; релаксированный модуль E_R , измеренный по прошествии времени, значительно превышающего характерные времена релаксации для всех релаксационных процессов, существенных в изучаемом интервале температур. Если кристалл находится под воздействием периодической нагрузки с циклической частотой ω , то его механические свойства будут определяться динамическим модулем упругости $E(\omega, T)$, величина которого зависит как от частоты колебаний, так и от температуры. При этом $E_R < E(\omega, T) < E_U$, и существует некоторый дефект модуля $E_U - E(\omega, T)$. Кроме того, фоновый вклад $E_{BG}(T)$ в дефект модуля даёт нерезонансное взаимодействие звука с дислокациями различных систем скольжения, тепловыми фононами и электронами проводимости [28–30].

Установить наиболее существенные механизмы, определяющие

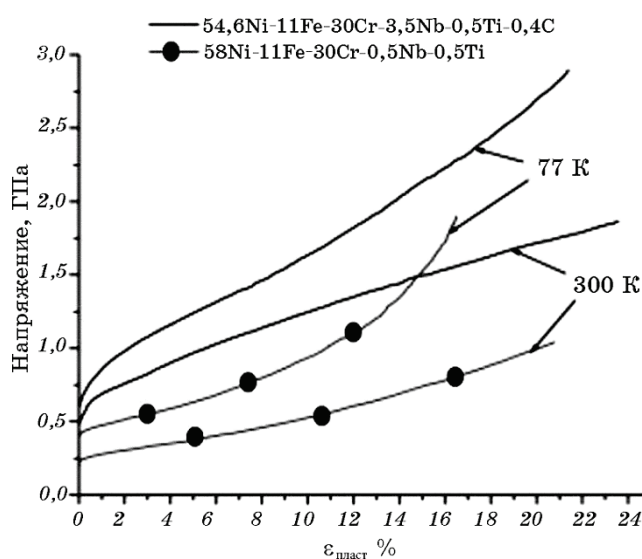


Рис. 6. Деформационные кривые сплавов (I) и (II), полученные в режиме одноосного сжатия при температурах 77 и 300 К.

Fig. 6. Deformation curves of alloys (I) and (II) obtained in uniaxial compression at temperatures of 77 and 300 K.

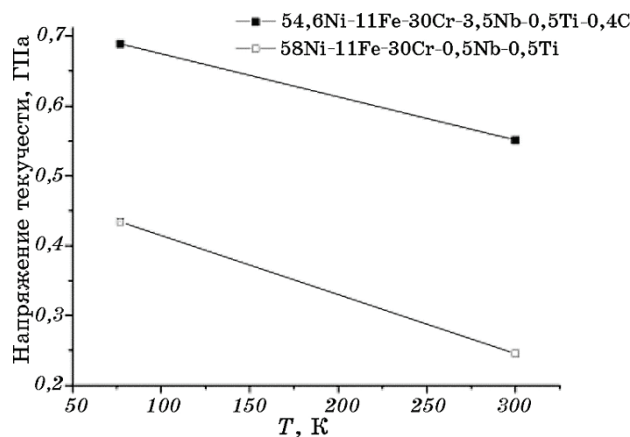


Рис. 7. Температурные зависимости предела текучести сплавов (I) и (II).

Fig. 7. Temperature dependences of the yield strength of alloys (I) and (II).

дефект модуля в изучаемом температурном интервале, можно только при наличии данных о частотной зависимости модуля в достаточно широком интервале частот колебаний. Для изучаемых материалов таких данных в настоящее время нет. Но в экспериментах при фиксированной частоте колебаний температурная зависимость измеренных значений модуля Юнга в области температур, далёкой от релаксационного резонанса, имеет достаточно простой и плавный вид (рис. 5). Это позволяет предложить для температурной зависимости $E_{\text{эксп}}(\omega, T)$, описывающей результаты измерений на образцах с различными структурными состояниями, единую аналитическую аппроксимацию:

$$E_{\text{эксп}}(\omega, T) = E_{BG}(T) - E_0 C_r \Delta_0 f_2(\omega, T). \quad (4)$$

Здесь $C_r \Delta_0 f_2(\omega, T)$ — вклад зарегистрированного при 245 К релаксационного процесса, а $f_2(\omega, T)$ — положительно определённая функция, конкретный вид которой зависит от физической природы релаксатора и значений его активационных параметров U_0 и τ_0 ; E_0 — адиабатический модуль упругости идеального кристалла при $T \rightarrow 0$ К, а $E_{BG}(T)$ в предположении [28–30] аддитивного вклада электронной и фононной составляющих задан соотношением [25]:

$$E_{BG}(T) = E_0 [1 - B_1 T - B_2 T^2], \quad (5)$$

где $B_1 T$ — дефект модуля, обусловленный тепловыми фононами, $B_2 T^2$ — дефект модуля, обусловленный тепловым движением электронов проводимости.

Таким образом, фигурирующие в выражении (5) величины E_0 , B_1

и B_2 будем рассматривать как подгоночные параметры, подлежащие экспериментальному определению (см. табл. 2).

Из рисунков 5, а и в видно, что функция (5) при соответствующем выборе подгоночных параметров E_0 , B_1 и B_2 , монотонно убывает с увеличением температуры и хорошо описывает температурную зависимость упругого модуля изучаемых сплавов во всем изученном интервале температур.

Выделение релаксационного вклада в акустическое поглощение и динамический модуль упругости по описанной выше процедуре позволило получить оценки активационных параметров U_0 и τ_0 релаксационного процесса зарегистрированного при температуре 245 К в сплавах (I) и (II).

Анализ температуры локализации и формы пиков поглощения по методике [24], последовательно развитой в [24, 31–36] позволяет утверждать, что зарегистрированные релаксационные резонансы обусловлены системой релаксаторов дебаевского типа с активационными параметрами $U_0 \approx 0,06$ эВ и $\tau_0 \approx 5 \cdot 10^{-10}$ с для P_1 и $U_0 \approx 0,14$ эВ и $\tau_0 \approx 5 \cdot 10^{-10}$ с для P_2 . Наблюдаемые отличия акустических свойств изученных сплавов, вероятно, связаны с наличием в сплаве (I) дисперсных включений карбида ниобия, являющихся эффективными стопорами, существенно тормозящими дислокационную динамику в изученном интервале температур.

3.2. Механические свойства

На рисунке 6 показаны деформационные кривые для сплавов (I) и (II), полученные в режиме одноосного сжатия.

Во всем изученном диапазоне температур понижение температуры приводит к увеличению предела текучести (см. рис. 7) и модуля упругости (см. рис. 5) исследованных сплавов. При этом понижение температуры от 300 до 77 К приводит к увеличению значений предела текучести на 25% для сплава (I) и на 72% для сплава (II), в то время как изменение модуля упругости составляет только 10% и 12% соответственно, что свидетельствует о термоактивируемом характере пластической деформации [27].

При исследованных температурах на деформационных кривых наблюдаются две основные стадии пластической деформации: при деформациях менее 3–5% наблюдается параболическая зависимость напряжения от деформации, которая потом сменяется протяжённым линейным участком.

При температуре 77 К в области больших деформаций (> 12%) наблюдается также начало третьей стадии, характеризующейся увеличением деформационного упрочнения с деформацией.

В таблицах 3 и 4 приведены полученные величины механических характеристик сплавов (I) и (II). Видно, что введение углерода в

ТАБЛИЦА 3. Механические характеристики сплава 54,6Ni–11Fe–30Cr–3,5Nb–0,5Ti–0,4C (I) при температурах 300 и 77 К.**TABLE 3.** Mechanical characteristics of the 54.6Ni–11Fe–30Cr–3.5Nb–0.5Ti–0.4C (I) alloy at temperatures of 300 and 77 K.

| <i>T</i> , К | Предел текучести, ГПа | Максимальное напряжение, ГПа | Максимальная пластическая деформация, % |
|--------------|-----------------------|------------------------------|---|
| 300 | 0,55 | 1,86 | 23,56 |
| 77 | 0,69 | 2,89 | 21,39 |

сплав и формирование в нем мелкодисперсной карбидной фазы приводит к существенному росту предела текучести (более чем в 2 раза при 300 К) и предела прочности (в 1,8 раза) по сравнению со сплавом, не содержащем углерод. Очень существенным при этом является тот факт, что пластичность сплава при введении углерода не только не снижается, но даже несколько возрастает. Это может быть обусловлено различием в механизмах упрочнения, влияющих на процессы шейкообразования при деформации данных сплавов. Для выяснения конкретных причин этого явления необходимы дополнительные исследования.

4. ВЫВОДЫ

Установлено, что в интервале температур 77–300 К сплавы 54,6Ni–11Fe–30Cr–3,5Nb–0,5Ti–0,4C (I) и 58Ni–11Fe–30Cr–0,5Nb–0,5Ti (II) обладают достаточно высокими прочностью и пластичностью. При этом прочностные характеристики сплава, содержащего углерод, существенно выше, чем в сплаве без углерода. На основании анализа температурных зависимостей модуля Юнга *E* и предела текучести исследуемого сплава сделан вывод о термоактивируемом характере пластической деформации в обоих сплавах в интервале температур 77–300 К. Отсутствие на полученных температурных зависимостях акустического поглощения и модуля упругости осо-

ТАБЛИЦА 4. Механические характеристики сплава 58Ni–11Fe–30Cr–0,5Nb–0,5Ti (II) при температурах 300 и 77 К.**TABLE 4.** Mechanical properties of the 58Ni–11Fe–30Cr–0.5Nb–0.5Ti (II) alloy at temperatures of 300 and 77 K.

| <i>T</i> , К | Предел текучести, ГПа | Максимальное напряжение, ГПа | Максимальная пластическая деформация, % |
|--------------|-----------------------|------------------------------|---|
| 300 | 0,25 | 1,04 | 20,76 |
| 77 | 0,43 | 1,90 | 16,46 |

бенностей и гистерезисных петель, характерных для структурно-фазовых превращений, свидетельствует о стабильности структуры изученных сплавов в исследованном интервале температур.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Ю. А. Семеренко, А. В. Мозговой, Л. В. Скибина, К. А. Ющенко, А. В. Звягинцева, *Металлофиз. новейшие технол.*, **37**, № 12: 1643 (2015).
2. К. А. Ющенко, Ю. А. Семеренко, Е. Д. Табачникова, А. В. Подольский, Л. В. Скибина, С. Н. Смирнов, В. С. Савченко, *Металлофиз. новейшие технол.*, **35**, № 2, 225 (2013).
3. *Суперсплавы II. Книга 1* (Ред. Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель) (Москва: Металлургия: 1995) (пер. с англ.).
4. К. А. Ющенко, В. С. Савченко, А. В. Звягинцева, Н. О. Червяков, И. Р. Волосатов, Ю. А. Семеренко, Л. В. Скибина, *Материалы 55-й международной конференции «Актуальные проблемы прочности» (9–13 июня 2014 г., Харьков)*, с. 189.
5. Н. О. Червяков, *Автоматическая сварка*, **747**, № 11: 57 (2015).
6. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Alloy 690* (Special Metals Corporation Company: 2004).
7. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 52* (Special Metals Corporation Company: 2004).
8. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 52M* (Special Metals Corporation Company: 2004).
9. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 52MSS* (Special Metals Corporation Company: 2004).
10. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 152M* (Special Metals Corporation Company: 2004).
11. *ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt and Their Alloys* (Materials Park, OH: ASM International: 2000).
12. Н. И. Каховский, *Сварка нержавеющей сталей* (Киев: Техника: 1968).
13. А. Новик, Б. Берри, *Релаксационные явления в кристаллах* (Москва: Атомиздат: 1975) (пер. с англ.).
14. С. П. Тимошенко, *Колебания в инженерном деле* (Москва: Физматгиз: 1959) (пер. с англ.).
15. Ф. Морз, *Колебания и звук* (Москва–Ленинград: ГИТТЛ: 1949) (пер. с англ.).
16. S. P. Timoshenko, *Philos. Mag.*, **41**: 774 (1921).
17. *Прочность, устойчивость, колебания* (Москва: Машиностроение: 1968).
18. Н. М. Simpson and A. Sosin, *Rev. Sci. Instrum.*, **48**: 1392 (1977).
19. Ю. А. Семеренко, *ПТЭ*, **48**, № 3: 162 (2005).
20. Yu. A. Semerenko, *Instrum. Experim. Techn.*, **48**, No. 2: 608 (2005).
21. В. С. Постников, *Внутреннее трение в металлах* (Москва: Металлургия: 1974).
22. Б. И. Шаповал, В. М. Аржавитин, *Механизмы высокотемпературного фона внутреннего трения металлов* (Москва: ЦНИИАтоминформ: 1988).
23. G. Schoeck, E. Bisogni, and J. Shyne, *Acta Metall.*, **12**: 1466 (1964).
24. В. Д. Надик, Ю. А. Семеренко, *ФНТ*, **42**: 197 (2016).

25. Л. Н. Паль-Валь, Ю. А. Семеренко, П. П. Паль-Валь, Л. В. Скибина, Г. Н. Грикуров, *Конденсированные среды и межфазные границы*, **10**, № 3: 226 (2008).
26. Ю. А. Семеренко, Л. Н. Паль-Валь, Л. В. Скибина, *Металлофиз. новейшие технол.*, **32**, № 2: 213 (2010).
27. Е. Д. Табачникова, М. А. Лактионова, Ю. А. Семеренко, С. Э. Шумилин, А. В. Подольский, М. А. Тихоновский, Й. Мишкуф, К. Чах, *ФНТ*, **43**: 1381 (2017).
28. Г. Лейбфрид, *Микроскопическая теория механических и тепловых свойств кристаллов* (Москва: Физматгиз: 1963) (пер. с нем.).
29. Дж. Алерс, *Физическая акустика. Т. IV. Ч. А* (Ред. У. Мезон) (Москва: Мир: 1969) (пер. с англ.).
30. Т. Bernstein, *Phys. Rev.*, **132**: 50 (1963).
31. В. Д. Нацик, П. П. Паль-Валь, Л. Н. Паль-Валь, Ю. А. Семеренко, *ФНТ*, **25**: 748 (1999).
32. В. Д. Нацик, П. П. Паль-Валь, Л. Н. Паль-Валь, Ю. А. Семеренко, *ФНТ*, **26**: 720 (2000).
33. В. Д. Нацик, П. П. Паль-Валь, Л. Н. Паль-Валь, Ю. А. Семеренко, *ФНТ*, **27**: 547 (2001).
34. Ю. А. Семеренко, В. Д. Нацик, П. П. Паль-Валь, Л. Н. Паль-Валь, *МиТОМ*, **6**: 28 (2002).
35. V. D. Natsik and Yu. A. Semerenko, *Functional Mat.*, **11**: 327 (2004).
36. Ю. О. Семеренко, В. Д. Нацик, *Научный вестник Ужгородського університету. Серія Фізика*, **34**: 8 (2013).

REFERENCES

1. Yu. A. Semerenko, O. V. Mozgovyj, L. V. Skibina, K. A. Yushchenko, and G. V. Zviagintseva, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **37**, No. 12: 1643 (2015) (in Russian).
2. K. A. Yushchenko, Yu. O. Semerenko, O. D. Tabachnikova, O. V. Podolskiy, L. V. Skibina, S. M. Smirnov, and V. S. Savchenko, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **35**, No. 2: 225 (2013) (in Russian).
3. *Suprslavy II. Book 1* (Eds. Ch. T. Sims, N. S. Stoloff, and U. K. Hagel) (Moscow: Metallurgiya: 1995) (in Russian).
4. K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, A. V. Zvyagintsev, N. O. Chervyakov, I. R. Volosatov, Yu. A. Semerenko, and L. V. Skibina, *Proc. of 55 International Conf. 'Aktualnye Problemy Prochnosti' (June 9–13, 2014, Kharkiv, Ukraine)*, p. 189 (in Russian).
5. N. O. Chervyakov, *Avtomaticheskaya Svarka*, **747**, No. 11: 57 (2015) (in Russian).
6. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Alloy 690* (Special Metals Corporation Company: 2004).
7. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 52* (Special Metals Corporation Company: 2004).
8. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 52M* (Special Metals Corporation Company: 2004).
9. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 52MSS* (Special Metals Corporation Company: 2004).

10. *Special Metals Corporation Company Brochure: Inconel Filler Metal 152M* (Special Metals Corporation Company: 2004).
11. *ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt and Their Alloys* (Materials Park, OH: ASM International: 2000).
12. N. I. Kakhovskii, *Svarka Nerzhavayushchikh Staley* (Kiev: Tekhnika: 1968) (in Russian).
13. A. Nowick and B. Berry, *Relaksatsionnye Yavleniya v Kristallakh* (Moscow: Atomizdat: 1975) (Russian translation).
14. S. P. Timoshenko, *Kolebaniya v Inzhenernom Dele* (Moscow: Fizmatgiz: 1959) (Russian translation).
15. Ph. Morse, *Kolebaniya i Zvuk* (Moscow–Leningrad: GITTL: 1949) (Russian translation).
16. S. P. Timoshenko, *Philos. Mag.*, **41**: 774 (1921).
17. *Prochnost', Ustoychivost', Kolebaniya* (Moscow: Mashinostroenie: 1968) (in Russian).
18. H. M. Simpson and A. Sosin, *Rev. Sci. Instrum.*, **48**: 1392 (1977).
19. Yu. A. Semerenko, *PTE*, **48**, No. 3: 162 (2005) (in Russian).
20. Yu. A. Semerenko, *Instrum. Experim. Techn.*, **48**, No. 2: 608 (2005).
21. V. S. Postnikov, *Vnutrennee Trenie v Metallakh* (Moscow: Metallurgiya: 1974) (in Russian).
22. B. I. Shapoval and V. M. Arzhavitin, *Mekhanizmy Vysokotemperaturnogo Fona Vnutrennego Treniya Metallov* (Moscow: TsNIIAtominform: 1988 (in Russian)).
23. G. Schoeck, E. Bisogni, and J. Shyne, *Acta Metall.*, **12**: 1466 (1964).
24. V. D. Natsik and Yu. A. Semerenko, *Low Temp. Phys.*, **42**: 138 (2016).
25. L. N. Pal-Val, Yu. A. Semerenko, P. P. Pal-Val, L. B. Skibina, and G. N. Grikurov, *Kondensirovannye Sredy i Mezhfaznye Granitsy*, **10**, No. 3: 226 (2008) (in Russian).
26. Yu. O. Semerenko, L. N. Pal'-Val', and L. V. Skibina, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **32**, No. 2: 237 (2010) (in Russian).
27. E. D. Tabachnikova, M. A. Laktionova, Yu. A. Semerenko, S. E. Shumilin, A. V. Podolskii, M. A. Tikhonovskiy, J. Mishkuf, and K. Chakh, *Fiz. Nizk. Temp.*, **43**: 1381 (2017) (in Russian).
28. G. Leibfried, *Gittertheorie der Mechanischen und Thermischen Eigenschaften der Kristalle. Handbuch der Physik* (Berlin–Heidelberg: Springer: 1955), vol. 7/1, p. 104 (in German).
29. G. Alers, *Fizicheskaya Akustika. Vol. IV. Pt. A* (Ed. W. Mason) (Moscow: Mir: 1969) (Russian translation).
30. T. Bernstein, *Phys. Rev.*, **132**: 50 (1963).
31. V. D. Natsik, P. P. Pal-Val, L. N. Pal-Val, and Y. A. Semerenko, *Low Temperature Physics*, **25**: 558 (1999).
32. V. D. Natsik, P. P. Pal-Val, L. N. Pal-Val, and Y. A. Semerenko, *Low Temperature Physics*, **26**: 522 (2000).
33. V. D. Natsik, P. P. Pal-Val, L. N. Pal-Val, and Y. A. Semerenko, *Low Temperature Physics*, **27**: 404 (2001).
34. Yu. A. Semerenko, V. D. Natsik, P. P. Pal-Val, and L. N. Pal-Val, *Metal Sci. Heat Treatment*, **44**: 249 (2002).
35. V. D. Natsik and Yu. A. Semerenko, *Functional Mat.*, **11**: 327 (2004).
36. Yu. O. Semerenko and V. D. Natsik, *Naukovyy Visnyk Uzhgorodskogo Universytetu. Ser. Fizyka*, **34**: 8 (2013) (in Ukrainian).