

ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

PACS numbers: 61.72.Hh, 62.20.F-, 62.40.+i, 65.40.De, 81.40.Cd, 81.40.Lm, 83.60.La

Термоактивационный анализ температурной зависимости напряжения течения в твёрдых растворах с ГЦК-решёткой

С. А. Фирстов, Т. Г. Рогуль

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины,
ул. Академика Кржижановского, 3,
03142 Киев, Украина*

Представлены результаты термоактивационного анализа температурной зависимости критического напряжения сдвига (или соответствующего предела текучести) некоторых чистых металлов, а также бинарных и поликомпонентных твёрдых растворов с ГЦК-решёткой. Показано, что в бинарных и поликомпонентных твёрдых растворах увеличение концентрации растворяемого легирующего элемента приводит как к более резкой зависимости термической компоненты критического напряжения сдвига (или термической компоненты соответствующего предела текучести) от температуры, так и к повышению атермической компоненты. Увеличение энергии активации движения дислокаций и уменьшение значения активационного объёма в бинарных и поликомпонентных твёрдых растворах в сравнении с чистыми металлами может быть обусловлено пикоразмерными дисторсиями кристаллической решётки, которые связаны с различиями атомных радиусов входящих в сплав элементов.

Ключевые слова: критическое напряжение сдвига, предел текучести, энергия активации движения дислокаций, активационный объём.

Представлено результати термоактивационного аналізу температурної залежності критичного напруження зсуву (або відповідної межі плинності) деяких чистих металів, а також бінарних і полікомпонентних твердих розчинів з ГЦК-ґратницею. Показано, що в бінарних і полікомпонентних

Corresponding author: Tamara Grigor'evna Rogul
E-mail: rogul.tamara@gmail.com

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

Please cite this article as: S. O. Firstov and T. G. Rogul, Thermoactivation Analysis of the Flow-Stress-Temperature Dependence in the F.C.C. Solid Solutions, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **39**, No. 1: 33–48 (2017) (in Russian), DOI: 10.15407/mfint.39.01.0033.

твердых розчинах збільшення концентрації розчиненого леґувального елемента приводить як до більш різкої залежності термічної компоненти критичного напруження зсуву (або термічної компоненти відповідної межі плинності) від температури, так і до підвищення атермічної компоненти. Збільшення енергії активації руху дислокацій і зменшення значення активаційного об'єму в бінарних і полікомпонентних твердих розчинах у порівнянні з чистими металами може бути зумовленим пікорозмірними дисторсіями кристалічної ґратниці, які пов'язані з відмінностями атомних радіусів елементів, що входять у стоп.

Ключові слова: критичне напруження зсуву, межа плинності, енергія активації руху дислокацій, активаційний об'єм.

The results of thermal-activation analysis of the temperature dependence of the critical shear stress (or the corresponding yield strength) of some pure metals as well as binary and multicomponent solid solutions with the f.c.c. lattice are presented. As shown, the concentration increase of dissolved alloying element leads to both a sharper thermal dependence of critical shear stress component (or component of the corresponding thermal yield strength) on the temperature and an increase of the athermal component for binary and multicomponent solid solutions. The increase in the activation energy of the motion of dislocations and the reduction in the value of the activation volume for binary and multicomponent solid solutions in comparison with the pure metals can be determined by picodimensional distortions of crystal lattice, which are associated with differences in atomic radii of the elements contained in the alloy.

Keywords: critical shear stress, yield stress, activation energy for dislocation motion, activation volume.

(Получено 1 ноября 2016 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

Одним из наиболее интересных результатов, полученных при изучении механических свойств поликомпонентных твёрдых растворов (высокоэнтропийных сплавов — ВЭСов), является обнаруженное необычно сильное их твёрдорастворное упрочнение (non-obvious solid solution hardening) [1]. В работах [1–3] на примере однофазных ОЦК-сплавов TaNbHfZrTi и AlTiVCrNbMo, а также однофазного ГЦК-сплава CrMnFeCoNi предпринята попытка проанализировать твёрдорастворное упрочнение ВЭСов в широком диапазоне температур. Показано [2, 3], что специфика твёрдорастворного упрочнения таких сплавов заключается как в усилении температурной зависимости составляющей критического сопротивления сдвигу, так и в аномально высоком атермическом упрочнении, что, во многом, обусловлено пикоуровневыми дисторсиями кристаллической решётки, которые вносят существенный дополнительный вклад в сопротивление движению дислокаций. В работе [2] аномально высо-

кое атермическое твёрдорастворное упрочнение ВЭСов объясняется вариацией вектора Бюргера вдоль дислокационной линии (как по длине, так и по направлению) и наличием составляющей, перпендикулярной плоскости скольжения. Авторами предложено относительно простое выражение для оценки наблюдаемого упрочнения.

В то же время, для дальнейшего изучения особенностей твёрдорастворного упрочнения поликомпонентных сплавов (в том числе ВЭСов) представляет интерес подробный количественный анализ параметров, характеризующих атермическую и температурно-зависимую составляющие их напряжения течения, а также сравнение этих параметров с таковыми в чистых металлах и бинарных твёрдых растворах. В этой связи целью настоящей работы является определение и сравнительный анализ энергии активации движения дислокаций (U_0) и активационного объёма (V) в бинарных и поликомпонентных (ВЭСах) твёрдых растворах с ГЦК-решёткой, а также в некоторых чистых металлах методом термоактивационного анализа.

2. МЕТОДИКА ВЫЧИСЛЕНИЯ ЭНЕРГИИ АКТИВАЦИИ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ (U_0) И АКТИВАЦИОННОГО ОБЪЁМА (V)

Как известно [4–11 и др.], сопротивление движению дислокаций в кристаллах обусловлено существованием барьеров, преодоление которых носит или атермический характер, или может быть облегчено с помощью термических флуктуаций. К барьерам первого типа относятся, например, дальнедействующие поля напряжений, границы зёрен, частицы иных фаз, к барьерам второго типа — барьеры Пайерлса–Набарро, дислокации «леса», пороги на винтовых дислокациях.

Соответственно критическое напряжение сдвига $\tau_{кр.}$ может быть описано выражением вида

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

в котором первый член τ_a характеризует атермическое упрочнение, а второй $\tau_T(T, \dot{\epsilon})$ (где T — температура, $\dot{\epsilon}$ — скорость деформации) — упрочнение, вносимое барьерами, преодоление которых возможно с помощью термических флуктуаций.

На сегодняшний день существует, по сути, два широко применяемые подхода к экспериментальному определению параметров, характеризующих температурно-зависимую часть напряжения течения, — энергии активации движения дислокаций (U_0) и активационного объёма (V). Это подход, разработанный Зегером и Конрадом, исходя из уравнения для скорости деформации как скорости термически активируемого процесса [4–7], и подход, разработанный Мильманом и Трефиловым, основывающийся на анализе зависимости критического напряжения сдвига $\tau_{кр.}$ от температуры [8, 9].

Согласно Зегеру и Конраду [5, 7]

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp(-(U_0 - V\tau_T)/(kT)), \quad (2)$$

где U_0 — энергия активации движения дислокаций, V — активационный объём процесса преодоления дислокациями потенциальных барьеров различной природы, k — постоянная Больцмана.

Соответственно, критическое напряжение сдвига может быть выражено уравнением

$$\tau_{кр.} = \tau_a + \tau_T = \tau_a + [U_0 - kT \ln(\dot{\epsilon}_0/\dot{\epsilon})] / V. \quad (3)$$

Из (2) следует, что при нуле кельвинов $\tau_T = U_0/V$, а активационный объём V может быть найден из сравнения напряжений течения при двух разных скоростях деформирования.

Однако такой подход даёт возможность определения U_0 и V в достаточно грубом приближении, так как само уравнение для скорости деформации как функции напряжения и температуры является недостаточно точным. Так, согласно уравнению (2) при $\tau_{кр.} = 0$ скорость деформации $\dot{\epsilon}$ не равна нулю, что противоречит экспериментальным результатам. Кроме того, как это было отмечено в [8], изменение знака действующего внешнего напряжения в (2) не изменяет направления деформации. Поэтому, особенно при малых напряжениях и малых скоростях деформации, расчёты по этой методике U_0 и V также недостаточно точны.

Эти недостатки в значительной мере преодолены в работах Хаазена [10, 11] и Трефилова, Мильмана [8, 9], в которых учитывались «скачки» термически активируемых участков дислокаций, как в направлении приложенного напряжения, так и в противоположном. Так, в работах Хаазена предложена хорошо согласующаяся с экспериментальной экспоненциальная зависимость критического напряжения сдвига от температуры и скорости деформации:

$$\tau_T = K \dot{\epsilon}^{1/(2+m)} \exp(U_0/[(2+m)kT]), \quad (4)$$

где K — постоянная, $m = \pm 0, 2$.

Трефилов и Мильман объединили подходы Зегера и Хаазена, получив выражение для температурозависимой части критического напряжения сдвига τ_T , которое при некоторых упрощениях при температуре ниже $0,1T_{пл.}$ ($T_{пл.}$ — температура плавления материала) сводится к уравнению линейной зависимости от температуры, по сути, эквивалентному уравнению (3):

$$\tau_T = [U_0 - kT \ln(M/\dot{\epsilon})] / V, \quad (5)$$

а при температурах порядка $(0,1-0,2)T_{пл.}$ хорошо описывается экспоненциальной зависимостью (типа уравнения Хаазена):

$$\tau_T = (3B\dot{\epsilon}kT/V)^{1/3} \exp(U_0/(3kT)), \quad (6)$$

В уравнениях (5), (6) B — константа материала, величина M , по сути, является $\dot{\epsilon}_0$ в выражении (3).

Типичная кривая температурной зависимости критического напряжения сдвига $\tau_{кр.}$ схематически представлена на рис. 1. При температурах ниже T_1 зависимость $\tau_T(T)$ может быть описана уравнением прямой линии (5), а в интервале температур $T_1 < T < T_2$ носит экспоненциальный характер и описывается уравнением (6). Выше T_2 , вплоть до температур $(0,35-0,4)T_{пл.}$, упрочнение носит атермический характер и не определяется барьерами, преодоление которых возможно с помощью термических флуктуаций.

Полезной особенностью подхода Трефилова и Мильмана является то обстоятельство, что термоактивационные параметры могут быть определены только с использованием кривой температурной зависимости критического напряжения сдвига (или кривой температурной зависимости напряжения течения) без варьирования скорости деформирования. Отметим, что термоактивационный анализ критического напряжения сдвига $\tau_{кр.}$, выполняемый с использованием уравнения (3), приводит к зависимости энергии активации и активационного объёма от напряжения, в то время как эти величины, определяемые по методике Трефилова и Мильмана, являются

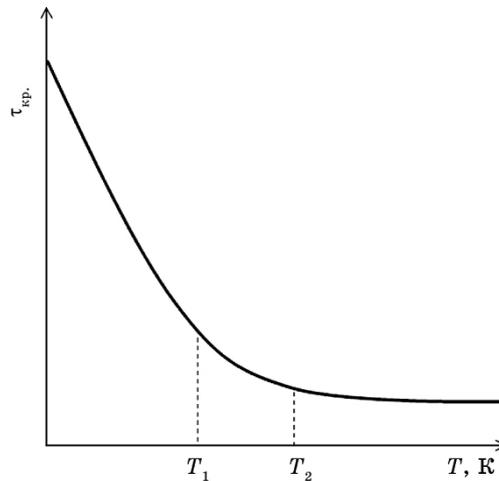


Рис. 1. Схематическая зависимость критического напряжения сдвига от температуры [9].

Fig. 1. Schematic dependence of the critical shear stress on the temperature [9].

константами материала, зависящими от типа межатомной связи, природы потенциального барьера [8, 9].

В настоящей работе значения энергии активации движения дислокаций U_0 , активационный объём V вычислены в соответствии с методикой, изложенной в работе Трефилова и Мильмана [8], которая заключается в следующем. Данные по температурной зависимости критического напряжения сдвига обрабатываются в координатах $\ln \tau_{кр.}(1/T)$ и в области температур $0,1-0,2T_{пл.}$, где зависимость τ_T описывается уравнением (6), по наклону прямой линии определяется энергия активации U_0 . А затем, определив $\tau_{(0)}$ из экстраполяции зависимости τ_T на 0 К и используя уравнение (5), можно определить V :

$$V = U_0 / \tau_T. \quad (7)$$

Важно отметить, что при определении значений τ_T и $\tau_{(0)}$ необходимо вычесть значение атермической составляющей τ_a , представляющей собой сумму слагаемых, которые не зависят или слабо зависят от температуры.

При анализе экспериментальной температурной зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}(T)$ принимается, что $\tau_{кр.} = \sigma_{0,2}/2$ [8].

На основе описанной методики, исходя из литературных данных, были рассчитаны энергии активации движения дислокаций U_0 и активационный объём V бинарных Ag–In [12], Cu–Zn [13], Cu–Ni [14] и поликомпонентных твёрдых растворов CrFeCoNi [15], CrMnFeCoNi [3], а также металлов Ag, Cu и Ni [5, 12–14]. Для расчёта U_0 и V сплавов CrMnFeCoNi₂ и VCrMnFeCoNi₂ использованы температурные зависимости твёрдости по Виккерсу (HV), полученные авторами по описанной в работах [2, 3] методике. При этом для пересчёта твёрдости по Виккерсу (HV) сплавов CrFeCoNi, CrMnFeCoNi, CrMnFeCoNi₂ и VCrMnFeCoNi₂ в значения предела текучести $\sigma_{0,2}$ использовали соотношение Джонсона [16]:

$$\frac{\bar{p}}{Y} = \frac{2}{3} \left[1 + \ln \left(\frac{1}{3} \frac{E}{Y} \tan \beta \right) \right], \quad (8)$$

где p соответствует значениям HV , а Y — значениям $\sigma_{0,2}$.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

На рисунке 2 представлены экспериментальные температурные зависимости критического напряжения сдвига ГЦК-металлов Ag, Cu [12–14], твёрдых бинарных ГЦК-растворов Ag–In, Cu–Zn и Cu–Ni [12–14], а также предела текучести твёрдых поликомпонентных ГЦК-растворов CrFeCoNi [15], CrMnFeCoNi [15], CrMnFeCoNi₂, VCrMnFeCoNi₂ и Ni [14]. Видно, что температурная чувствитель-

ность критического напряжения сдвига (предела текучести) для чистых металлов Ag, Cu, Ni в сравнении с бинарными и поликомпонентными твёрдыми растворами значительно ниже. Кроме того, увеличение концентрации растворяемого легирующего элемента приводит как к более резкой зависимости термической компоненты критического напряжения сдвига от температуры, так и к повышению компоненты атермической.

Полученные из экспериментальных зависимостей (рис. 2) значения атермической компоненты критического напряжения сдвига τ_a и значения критического напряжения сдвига при 0 К $\tau_{(0)}$, а также рассчитанные согласно (4) и (5) значения энергии активации (U_0) и активационного объёма (V) для Ag [12], Cu [13], Ni [14], бинарных и поликомпонентных твёрдых растворов приведены в табл. 1.

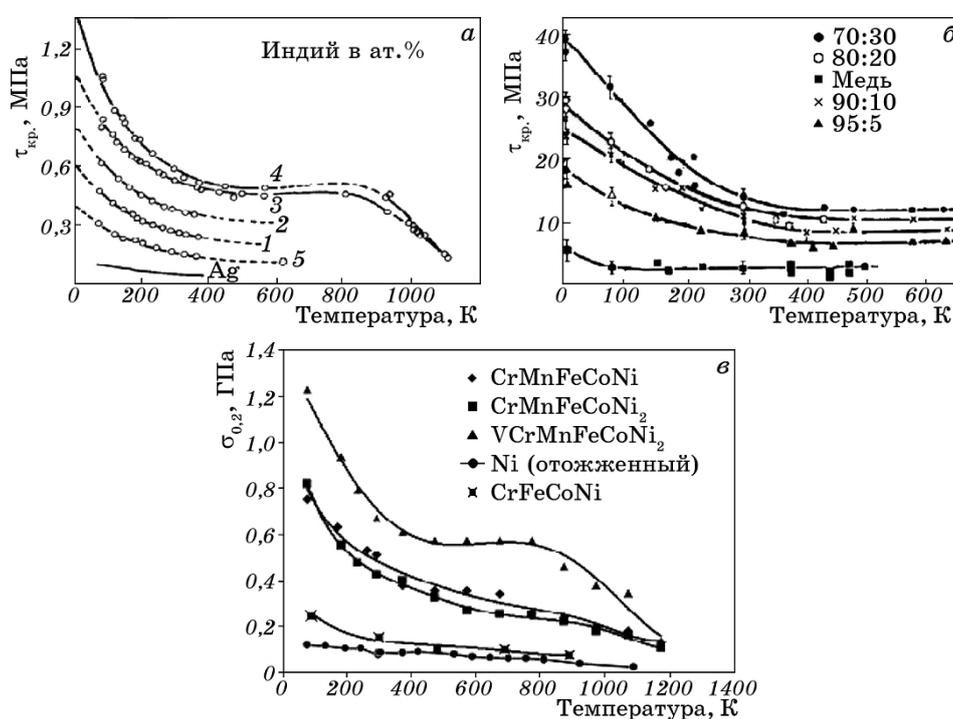


Рис. 2. Экспериментальные температурные зависимости критического напряжения сдвига твёрдых бинарных ГЦК-растворов Ag–In [12] (а) и Cu–Zn [13] (б), а также предела текучести твёрдых поликомпонентных ГЦК-растворов CrFeCoNi [15], CrMnFeCoNi [15], CrMnFeCoNi₂, VCrMnFeCoNi₂ и Ni (в).

Fig. 2. The experimental temperature dependences of the critical shear stress of binary f.c.c. solid solutions Ag–In [12] (a) and Cu–Zn [13] (b), as well as the yield strength of solid multicomponent f.c.c. solutions CrFeCoNi [15], CrMnFeCoNi [15], CrMnFeCoNi₂, VCrMnFeCoNi₂ and Ni (c).

Влияние концентрации входящих в твёрдый раствор легирующих элементов на значения атермической компоненты критического напряжения сдвига τ_a , критического напряжения сдвига при 0 К $\tau_{(0)}$

ТАБЛИЦА 1. Значения атермической компоненты критического напряжения сдвига τ_a , критического напряжения сдвига при 0 К $\tau_{(0)}$, энергии активации U_0 , активационного объёма V и дисторсий кристаллической решётки $\delta = (\Delta a/a)_{\text{cp.}}$ бинарных Ag–In, Cu–Zn, Cu–Ni, Ni–Cu и поликомпонентных CrFeCoNi, CrMnFeCoNi, CrMnFeCoNi₂, VCrMnFeCoNi₂, AlTiVCrNbMo твёрдых растворов, а также металлов Cu, Ag, Ni, Cr, Fe.

TABLE 1. Values of athermal component τ_a of critical shear stress, critical shear stress at 0 K $\tau_{(0)}$, activation energy U_0 , activation volume V , and the lattice distortions $\delta = (\Delta a/a)_{\text{cp.}}$ for binary Ag–In, Cu–Zn, Cu–Ni, Ni–Cu and multicomponent CrFeCoNi, CrMnFeCoNi, CrMnFeCoNi₂, VCrMnFeCoNi₂, AlTiVCrNbMo solid solutions as well as for pure metals Cu, Ag, Ni, Cr, Fe.

Материал	Кристаллическая структура	τ_a ($\sigma_a/2$)	$\tau_{(0)}$ ($\sigma_{(0)}/2$)	U_0 , эВ	$V \cdot 10^{24}$, см ³	$(\Delta a/a)_{\text{cp.}}$	Использованные работы
Cu	ГЦК	0,002	0,0035	0,11	2450		[13]
Cu–5Zn	ГЦК	0,007	0,0125	0,13	860	0,004	[13]
Cu–10Zn	ГЦК	0,008	0,017	0,16	750	0,008	[13]
Cu–20Zn	ГЦК	0,0105	0,019	0,17	710	0,014	[13]
Cu–30Zn	ГЦК	0,012	0,028	0,18	520	0,019	[13]
Cu–10Ni	ГЦК	0,006	0,016	0,2	1990	0,0045	[5]
Cu–30Ni	ГЦК	0,013	0,028	0,23	1290	0,0106	[5]
Cu–40Ni	ГЦК	0,015	0,038	0,24	1000	0,0122	[5]
Cu–50Ni	ГЦК	0,018	0,05	0,26	820	0,0127	[5]
Ag	ГЦК	0,0005	0,001	0,07	10560		[12]
Ag–0,5In	ГЦК	0,0015	0,0025	0,11	7150	0,0008	[12]
Ag–1In	ГЦК	0,0022	0,0038	0,15	6340	0,0017	[12]
Ag–2In	ГЦК	0,0032	0,0048	0,18	6050	0,0033	[12]
Ag–3In	ГЦК	0,0048	0,0055	0,19	5660	0,0049	[12]
Ag–4In	ГЦК	0,0057	0,0078	0,22	4490	0,0064	[12]
Ni	ГЦК	0,037	0,038	0,19	800		[14]
Ni–30Cu	ГЦК	0,08	0,08	0,23	460	0,0108	[14]
CrFeCoNi	ГЦК	0,1	0,175	0,21	194	0,008	[15]
CrMnFeCoNi	ГЦК	0,16	0,3	0,21	114	0,015	[3]
CrMnFeCoNi ₂	ГЦК	0,14	0,34	0,24	113	0,014	
VCrMnFeCoNi ₂	ГЦК	0,28	0,465	0,32	111	0,038	
Cr	ОЦК			0,20	44		[8]
Fe	ОЦК			0,22	84		[8]
AlTiVCrNbMo	ОЦК			0,22	18,7		[2]

для систем Ag–In, Cu–Zn и Cu–Ni наглядно представлены на рис. 3. Видно, что с увеличением концентрации растворяемого легирующего элемента значения как τ_a , так и $\tau_{(0)}$ повышаются. Например, для системы Cu–Zn значение τ_a возрастает от 0,002 ГПа для чистой меди до 0,012 ГПа для Cu–30Zn, а $\tau_{(0)}$ — от 0,0035 до 0,028 ГПа (при этом U_0 повышается от 0,11 до 0,18 эВ, а V понижается от $2450 \cdot 10^{24}$ до $520 \cdot 10^{24}$ см³). Подобная тенденция наблюдается и для Ni–Cu, CrFeCoNi, CrMnFeCoNi, CrMnFeCoNi₂, VCrMnFeCoNi₂ (табл. 1).

Кроме того, при анализе представленных на рис. 3 зависимостей обращает на себя внимание изменение характера концентрационной зависимости как критического сопротивления сдвига при 0 К $\tau_{(0)}$, так и его атермической компоненты τ_a при увеличении концентрации легирующего элемента. Как известно, в настоящее время предложено несколько моделей твёрдорастворного упрочнения, которые сводятся, по сути, или к параболической зависимости твёрдорастворной части напряжения течения от концентрации легирующего элемента, (например, теория Флейшера [17]), или к линейной зависимости (теория Мотта–Набарро [18]). По нашему мнению на кривых зависимости упрочнения может (и должен) наблюдаться перегиб, отвечающий переходу от механизма типа Флейшера к механизму Мотта–Набарро. Схематически такой переход представлен на рис. 4. Из представленных на рис. 3 данных следует, что в бинарных сплавах характер концентрационной зависимости как критического сопротивления сдвига при 0 К $\tau_{(0)}$, так и его атермической компоненты τ_a действительно изменяется с увеличением концентрации легирующего элемента от параболической к линейной.

В таблице 1 также представлены значения усреднённого относительного изменения параметра кристаллической решётки $(\Delta a/a)_{cp.}$ указанных систем, вычисленные по формуле

$$(\Delta a/a)_{cp.} = \sum_i c_i (a_i - a_B) / a_B, \quad (9)$$

где c_i — концентрация входящего в сплав элемента, a_i — параметр кристаллической решётки входящего в сплав элемента в кристаллической модификации сплава, a_B — параметр кристаллической решётки сплава, вычисленный согласно закону Вегарда $a_B = \sum_i c_i a_i$.

Как видно из рисунка 5, характер изменения τ_a , $\tau_{(0)}$ в зависимости от $(\Delta a/a)_{cp.}$ хорошо соотносится с изменением этих величин в зависимости от концентрации входящего в твёрдый раствор легирующего элемента (рис. 3).

Изменение энергии активации (U_0), активационного объёма (V) для Ni, Ni–30Cu, CrFeCoNi, CrMnFeCoNi, CrMnFeCoNi₂ и VCrMnFeCoNi₂, а также усреднённого относительного изменения

параметра кристаллической решётки сплавов $(\Delta a/a)_{\text{ср.}}$ продемонстрировано на рис. 6. Видно (рис. 6, табл. 1), что с добавлением легирующего элемента, как и в случае бинарных твёрдых растворов, температурная зависимость предела текучести усиливается, величины τ_a , $\tau_{(0)}$, U_0 возрастают, а величина V понижается, при этом величина $(\Delta a/a)_{\text{ср.}}$ также увеличивается.

Таким образом, как в бинарных, так и в поликомпонентных системах добавление легирующего элемента, входящего в твёрдый раствор, приводит к усилению температурной зависимости предела текучести (соответствующего критического напряжения сдвига) и росту атермической составляющей. При этом отчётливо видна тенденция к увеличению значений энергии активации движения дислокаций U_0 , уменьшению значений активационного объёма V с уве-

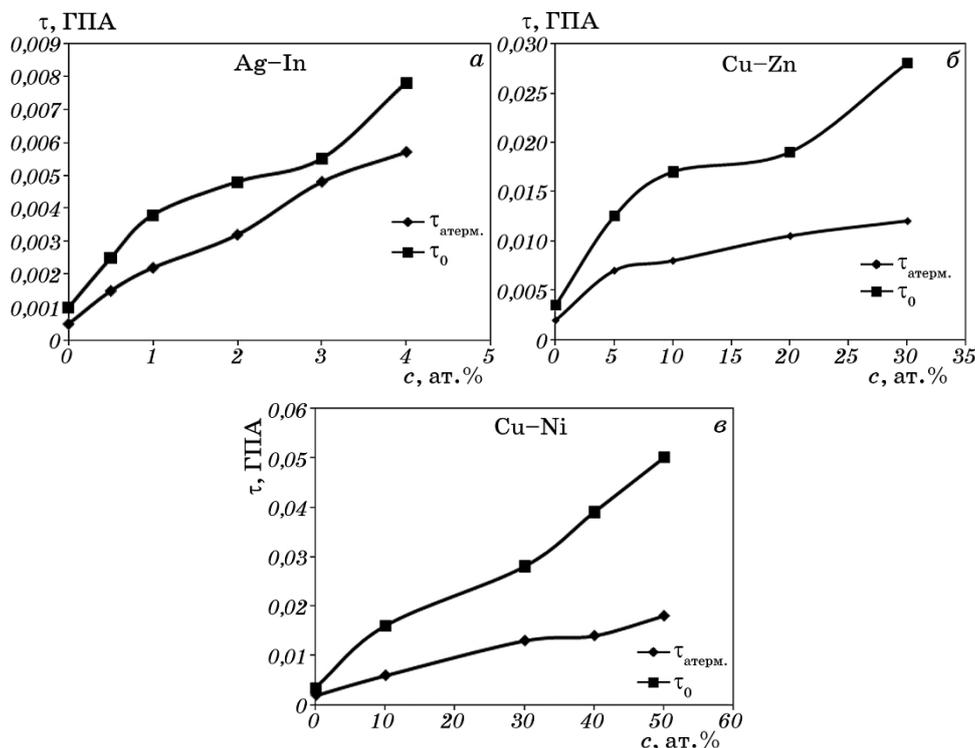


Рис. 3. Влияние концентрации входящих в твёрдый раствор легирующих элементов на величины атермической компоненты критического напряжения сдвига τ_a и критического напряжения сдвига при 0 К $\tau_{(0)}$ для систем Ag–In (а), Cu–Zn (б) и Cu–Ni (в).

Fig. 3. The effect of concentration of alloying elements contained in solid solution on the athermal component of the critical shear stress τ_a and critical shear stress at 0 K $\tau_{(0)}$ for the systems Ag–In (a), Cu–Zn (б) and Cu–Ni (в).

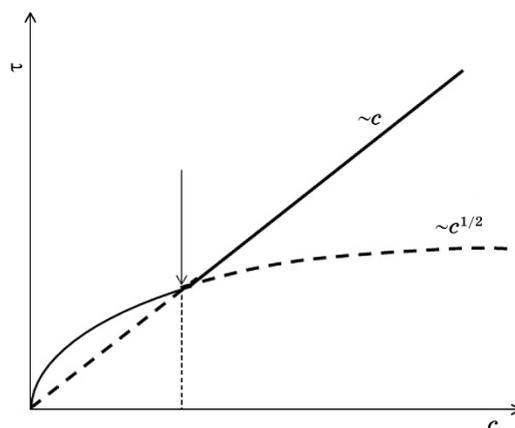


Рис. 4. Схематический переход от параболической к линейной зависимости твёрдорастворной части напряжения течения от концентрации легирующего элемента.

Fig. 4. Schematic transition between parabolic and linear dependences of the flow stress solid solution part on the alloying element concentration.

личением усреднённого относительного изменения параметра кристаллической решётки $(\Delta a/a)_{\text{ср.}}$.

В таблице 1 для сравнения приведены значения U_0 и V для ОЦК-металлов Cr и Fe [8, 9] и поликомпонентного ОЦК-сплава AlTiVCrNbMo [2]. Видно, что если значения U_0 для сплава и приведённых в таблице металлов достаточно близки, то значения V для твёрдых растворов в бинарных системах значительно ниже, чем для чистых ГЦК-металлов и с увеличением концентрации легирующего элемента ближе к значениям V в ОЦК-металлах.

Различие в значениях активационных объёмов в ОЦК- и ГЦК-металлах связано с различной природой барьеров, которые дислокации преодолевают в этих металлах с помощью термических флуктуаций при понижении температуры ниже $(0,15-0,2)T_{\text{пл.}}$. Так в ОЦК-металлах дислокации преодолевают барьеры Пайерлса путём зарождения и перемещения парных перегибов, а в ГЦК-металлах барьеры Пайерлса низки и температурно-скоростная зависимость напряжения течения, контролируется барьерами иной природы: в чистых ГЦК-металлах это пересечение дислокаций «леса», а при легировании, очевидно, повышение сил трения обусловлено взаимодействием дислокаций с примесными атомами.

Как следует из таблицы 1 и рис. 6, существует несомненная корреляция между увеличением уровня пикоразмерных дисторсий кристаллической решётки, описываемых величиной усреднённого относительного изменения параметра кристаллической решётки $(\Delta a/a)_{\text{ср.}}$, и уменьшением активационного объёма. Уменьшение акти-

вационного объёма в бинарных и поликомпонентных ГЦК-твёрдых растворах, обусловленное, главным образом, уменьшением расстояния между точками закрепления дислокационной линии, приводит к усилению сопротивления решётки движению дислокаций (сил «трения») и вызывает отчётливое усиление температурной зависимости напряжения течения (табл. 1, рис. 1, б).

Таким образом, температурная зависимость напряжения течения в ГЦК-твёрдых растворах с увеличением концентрации легирующих элементов начинает напоминать таковую для металлов с ОЦК-решёткой, у которых она обусловлена барьерами Пайерлса–Набарро (b.c.c.-like behaviour).

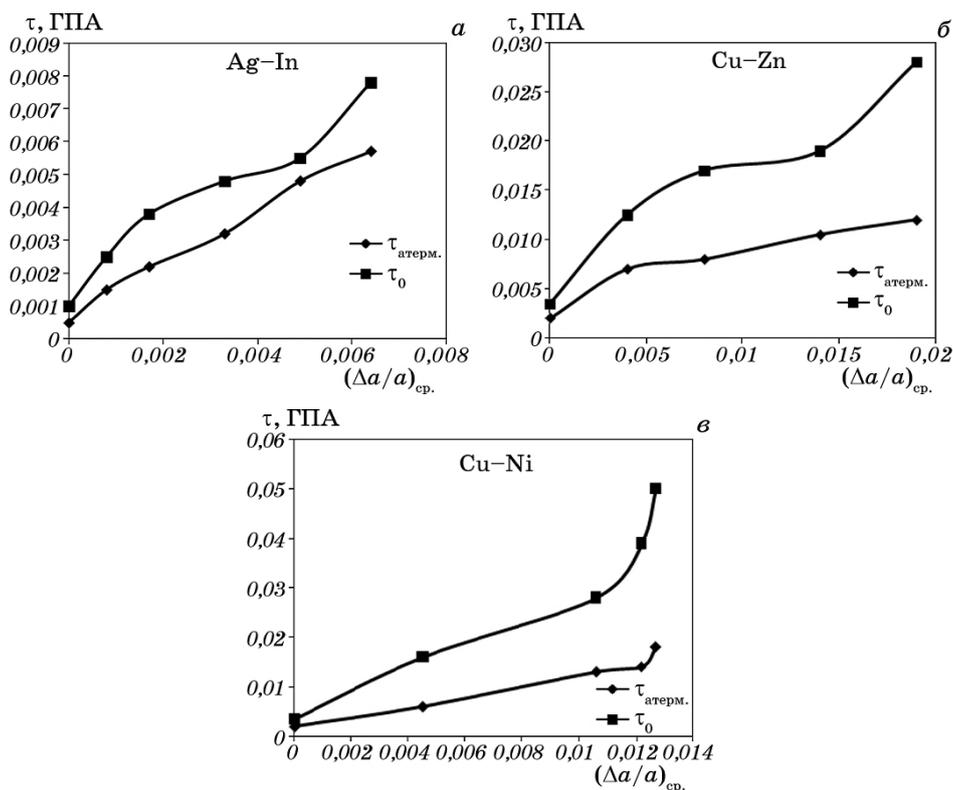


Рис. 5. Влияние усреднённого относительного изменения параметра кристаллической решётки $(\Delta a/a)_{cp}$ на величины атермической компоненты критического напряжения сдвига τ_a и критического напряжения сдвига при 0 К τ_0 для систем Ag–In (а), Cu–Zn (б) и Cu–Ni (в).

Fig. 5. The effect of the average relative change of the lattice parameter $(\Delta a/a)_{cp}$ on the athermal component of the critical shear stress τ_a and critical shear stress at 0 K τ_0 for the systems Ag–In (a), Cu–Zn (б) and Cu–Ni (в).

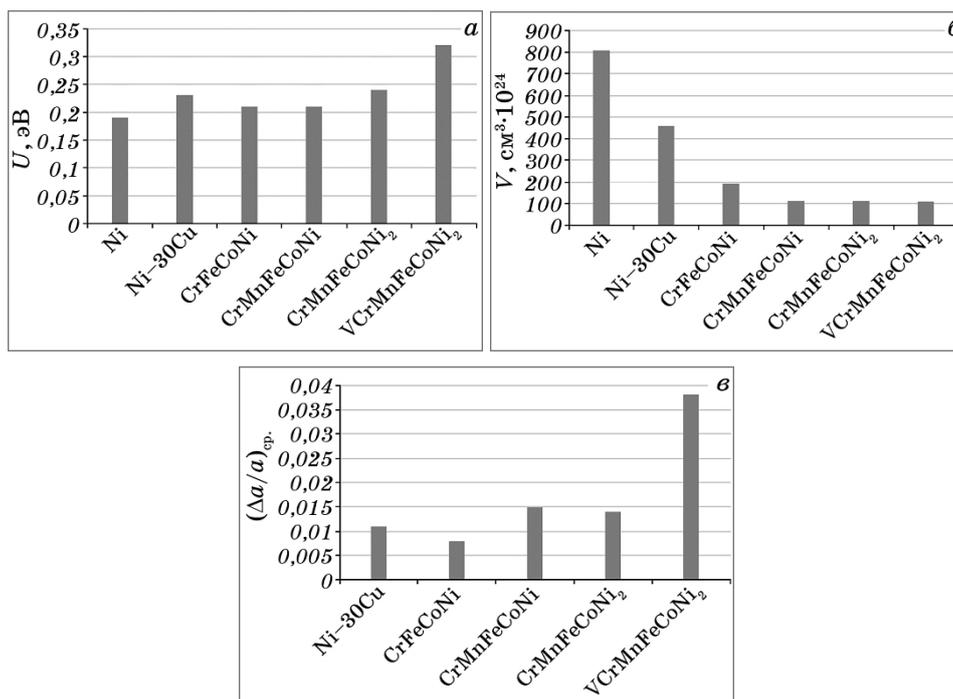


Рис. 6. Изменение энергии активации движения дислокаций (U_0), активационного объёма (V) и усреднённого относительного изменения параметра кристаллической решётки сплавов $(\Delta a/a)_{sp}$ для Ni, Ni-30Cu, CrFeCoNi, CrMnFeCoNi, CrMnFeCoNi₂ и VCrMnFeCoNi₂.

Fig. 6. Changes of dislocations motion activation energy (U_0), activation volume (V), and average relative change of the alloys' lattice parameter $(\Delta a/a)_{sp}$ for Ni, Ni-30Cu, CrFeCoNi, CrMnFeCoNi, CrMnFeCoNi₂, and VCrMnFeCoNi₂.

Возможно, что усреднённые дисторсии кристаллической решётки, в основном, увеличивают атермическую компоненту напряжения течения вследствие вариации вектора Бюргера вдоль дислокационной линии (как по длине, так и по направлению), что приводит на некоторых участках дислокации к появлению составляющей данного вектора, нормальной к плоскости скольжения. Согласно работам [2, 3] повышение твёрдости твёрдого раствора ΔH может быть описано простым выражением

$$\Delta H = k_H (\Delta a/a)_{sp} G_{sp}, \quad (10)$$

где k_H — коэффициент твёрдорастворного упрочнения, находится в пределах 1,5–1,6, G_{sp} — экспериментальный (средний) модуль сдвига.

4. ВЫВОДЫ

1. В сравнении с чистыми металлами в бинарных и поликомпонентных ГЦК-твёрдых растворах наблюдается как существенное увеличение атермической компоненты, так и более резкая зависимость термической компоненты критического напряжения сдвига (или термической компоненты соответствующего предела текучести) от температуры.
2. С увеличением концентрации легирующего элемента в бинарных сплавах характер концентрационной зависимости как критического сопротивления сдвигу при 0 К, так и его атермической компоненты меняется от параболического к линейному, что, по-видимому, обусловлено сменой микромеханизма твёрдорастворного упрочнения.
3. Определённая по методике Трефилова и Мильмана энергия активации движения дислокаций U_0 в бинарных и поликомпонентных ГЦК-твёрдых растворах несколько выше, чем в чистых металлах с ГЦК-решёткой (к примеру, 0,11 эВ для Cu и 0,18 эВ для Cu–30Zn), в то время как активационный объём V уменьшается в разы (к примеру, от $2450 \cdot 10^{24}$ см³ для Cu до $520 \cdot 10^{24}$ см³ для Cu–30Zn).
4. Увеличение энергии активации движения дислокаций и уменьшение активационного объёма в бинарных и поликомпонентных ГЦК-твёрдых растворах в сравнении с чистыми ГЦК-металлами свидетельствует об увеличении сил «трения» со стороны кристаллической решётки при движении дислокаций. Это обусловлено как возрастанием при легировании уровня пикоразмерных дисторсий кристаллической решётки, так и уменьшением расстояния между точками закрепления дислокаций атомами легирующих элементов, вызывающими наибольшие искажения.
5. Упрочнение, вызываемое пикоразмерными дисторсиями кристаллической решётки в бинарных и поликомпонентных твёрдых растворах, может быть обусловлено появлением на некоторых участках дислокации составляющей вектора Бюргерса, нормальной к плоскости скольжения [2, 3].

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. O. N. Senkov, G. B. Wilks, D. B. Miracle, C. P. Chuang, and P. K. Liaw, *Intermetallics*, **18**, No. 9: 1758 (2010).
2. С. А. Фирстов, Т. Г. Рогов, Н. А. Крапивка, С. С. Пономарев, В. Н. Ткач, В. В. Ковыляев, В. Ф. Горбань, М. В. Карпец, *Деформация и разрушение материалов*, № 2: 9 (2013).
3. С. А. Фирстов, Т. Г. Рогов, Н. А. Крапивка, С. С. Пономарев, В. В. Ковыляев, Н. И. Даниленко, Н. Д. Бега, В. И. Даниленко, С. И. Чугунова, *Порошковая металлургия*, № 3/4 (508): 127 (2016).

4. A. Seeger, *Report of Dislocations and Mechanical Properties of Solids (Like Placid Conference, London, 1957)* (New York: Wiley: 1957; London: Chapman and Hall: 1957), p. 268.
5. A. Seeger, *Kristallplastizität. Handbuch der Physik. Bd. 7/2* (Berlin: Springer-Verlag: 1958), S. 277.
6. H. Conrad, *Acta Met.*, **6**, Iss. 5: 339 (1958).
7. Г. Конрад, *Текучесть и пластическое течение ОЦК-металлов при низких температурах. Структура и механические свойства металлов* (Москва: Металлургия: 1967), с. 225.
8. Ю. В. Мильман, В. И. Трефилов, *О физической природе температурной зависимости предела текучести. Механизм разрушения металлов* (Киев: Наукова думка: 1966), с. 59.
9. В. И. Трефилов, Ю. В. Мильман, С. А. Фирстов, *Физические основы прочности тугоплавких металлов* (Киев: Наукова думка: 1975).
10. P. Haasen, *Acta Met.*, **5**: 598 (1957).
11. П. Хаазен, *Механические свойства твёрдых растворов и интерметаллических соединений. Физическое металловедение* (Ред. Р. У. Кан, П. Хаазен) (Москва: Металлургия: 1987), т. 3, с. 187.
12. O. Boser, *Metallurgical Transactions*, **3**, No. 4: 843 (1972).
13. T. E. Mitchell, *Progr. Appl. Mater. Res.*, No. 6: 117 (1964).
14. W. D. Jenkins, T. G. Digges, and C. R. Johnson, *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, **58**, No. 4: 201 (1957).
15. A. Gali and E. P. George, *Intermetallics*, **39**: 74 (2013).
16. K. L. Johnson, *J. Mech. Phys. Solids*, **18**: 115 (1970).
17. R. L. Fleischer, *Acta Metall.*, **11**: 203 (1963).
18. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Rep. Conf. on Strength of Solids* (London: Physical Society: 1948), p. 1.

REFERENCES

1. O. N. Senkov, G. B. Wilks, D. B. Miracle, C. P. Chuang, and P. K. Liaw, *Intermetallics*, **18**, No. 9: 1758 (2010).
2. S. A. Firstov, T. G. Rogul, N. A. Krapivka, S. S. Ponomaryov, V. N. Tkach, V. V. Kovylyaev, V. F. Gorban, and M. V. Karpets, *Deformatsiya i Razrushenie materialov*, No. 2: 9 (2013) (in Russian).
3. S. A. Firstov, T. G. Rogul, N. A. Krapivka, S. S. Ponomaryov, V. V. Kovylyaev, N. I. Danilenko, N. D. Bega, V. I. Danilenko, and S. I. Chugunova, *Poroshkovaya Metallurgiya*, Nos. 3/4 (508): 127 (2016) (in Russian).
4. A. Seeger, *Report of Dislocations and Mechanical Properties of Solids (Like Placid Conference, London, 1957)* (New York: Wiley: 1957; London: Chapman and Hall: 1957), p. 268.
5. A. Seeger, *Kristallplastizität. Handbuch der Physik. Bd. 7/2* (Berlin: Springer-Verlag: 1958), S. 277.
6. H. Conrad, *Acta Met.*, **6**, Iss. 5: 339 (1958).
7. H. Conrad, *Tekuchest i Plasticheskoe Techenie OTsK-Metallov pri Nizkikh Temperaturakh. Struktura i Mekhanicheskie Svoystva Metallov* [Yield and Plastic Flow for B.C.C. Metals at Low Temperatures. Structure and Mechanical Properties of Metals] (Moscow: Metallurgiya: 1967), p. 225 (Russian)

- translation).
8. Yu. V. Mil'man and V. I. Trefilov, *O Fizicheskoy Prirode Temperaturnoy Zavisimosti Predela Tekuchesti. Mekhanizm Razrusheniya Metallov* [Physical Nature of the Temperature Dependence of Yield Stress. Metal Fracture Mechanism] (Kiev: Naukova Dumka: 1966), p. 59 (in Russian).
 9. V. I. Trefilov, Yu. V. Milman, and S. A. Firstov, *Fizicheskie Osnovy Prochnosti Tugoplavkikh Metallov* [Physical Foundations of the Strength of Refractory Metals] (Kiev: Naukova Dumka: 1975) (in Russian).
 10. P. Haasen, *Acta Met.*, **5**: 598 (1957).
 11. P. Haasen, *Mekhanicheskie Svoystva Tverdykh Rastvorov i Intermetallicheskih Soedineniy. Fizicheskoe Metallovedenie* [Mechanical Properties of Solid Solutions and Intermetallic Compounds. Physical Metallurgy] (Eds. R. W. Cahn and P. Haasen) (Moscow: Metallurgiya: 1987), vol. 3, p. 187 (Russian translation).
 12. O. Boser, *Metallurgical Transactions*, **3**, No. 4: 843 (1972).
 13. T. E. Mitchell, *Progr. Appl. Mater. Res.*, No. 6: 117 (1964).
 14. W. D. Jenkins, T. G. Digges, and C. R. Johnson, *Journal of Research of the National Bureau of Standards*, **58**, No. 4: 201 (1957).
 15. A. Gali and E. P. George, *Intermetallics*, **39**: 74 (2013).
 16. K. L. Johnson, *J. Mech. Phys. Solids*, **18**: 115 (1970).
 17. R. L. Fleischer, *Acta Metall.*, **11**: 203 (1963).
 18. N. F. Mott and F. R. N. Nabarro, *Rep. Conf. on Strength of Solids* (London: Physical Society: 1948), p. 1.